



19 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT

12 Offenlegungsschrift
10 DE 102 33 222 A 1

51 Int. Cl.⁷:
C 23 C 30/00
C 23 C 28/00
C 23 C 14/32

21 Aktenzeichen: 102 33 222.3
22 Anmeldetag: 22. 7. 2002
43 Offenlegungstag: 20. 2. 2003

DE 102 33 222 A 1

30 Unionspriorität: 2001/221773 23. 07. 2001 JP 2001/221772 23. 07. 2001 JP	72 Erfinder: Yamamoto, Kenji, Kobe, Hyogo, JP; Sato, Toshiki, Kobe, Hyogo, JP
71 Anmelder: Kabushiki Kaisha Kobe Seiko Sho (Kobe Steel, Ltd.), Kobe, Hyogo, JP	
74 Vertreter: Tiedtke, Bühling, Kinne & Partner GbR, 80336 München	

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

54 Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, Verfahren zum Bilden des Hartfilms, und Target, das zum Bilden des Hartfilms verwendet wird

57 Es ist ein Hartfilm offenbart, der einen hohen Verschleißwiderstand zeigt, mit der Zusammensetzung $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(C_{1-d}N_d)$, die die Bedingung $0,5 \leq b \leq 0,8$, $0,2 \leq c \leq 0,5$, $b + c = 1$, $0,05 \leq \alpha \leq 0,95$, $0,5 \leq d \leq 1$ (worin b und c jeweils Atomverhältnisse von Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V arstellt) erfüllen, oder mit der Zusammensetzung $(M_a, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(C_{1-d}N_d)$, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist und die Bedingungen $0,02 \leq a \leq 0,3$, $0,5 \leq b \leq 0,8$, $0,05 \leq c$, $a + b + c = 1$, $0,5 \leq d \leq 1$, $0 \leq \alpha \leq 1$, (worin a das Atomverhältnis von M darstellt) erfüllen. Jedoch ist der Fall, bei dem $M = Ti$ ist und der Wert $\alpha = 0$ ist, ausgeschlossen.

BEST AVAILABLE COPY

DE 102 33 222 A 1

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf eine Verbesserung eines Hartfilms für Verschleißwiderstandsanwendungen, wie etwa Kunststoffarbeitswerkzeuge (z. B. Stanz- und Formstempel) und Schneidwerkzeuge (z. B. Spitzen, Bohrer und Schaftfräser), und ein Verfahren zum Ausbilden des Hartfilms, und ein Target, das als eine Verdampfungsquelle zum Bilden des Hartfilms verwendet wird.

[0002] In der Vergangenheit wurde zum Verbessern des Verschleißwiderstands bzw. der Verschleißfestigkeit von Schneidwerkzeugen, die zementiertes Carbid, Cernit oder Hochgeschwindigkeitsschneidwerkzeugsstahl als Basismaterial verwenden, Beschichten eines Hartfilms, wie etwa TiN, TiCN, TiAlN, etc. durchgeführt. Insbesondere zeigt der Film der Nitridverbindung von Ti und Al (nachstehend "TiAlN" genannt) herausragenden Verschleißwiderstand, und dieser wird auf Schneidwerkzeugen für Hochgeschwindigkeitsschneidverfahren oder für Schneiden des Materials mit hoher Härte, wie etwa gehärteter Stahl anstelle des Films verwendet, welcher umfasst: Nitrid, Carbid oder Carbid-Nitrid von Titan. Ferner sind in letzter Zeit zusätzlich zu dem Zweielementmaterial, wie etwa TiAlN, Versuche unternommen worden, die Eigenschaften durch Zugabe eines dritten Elements zu verbessern. Z. B. ist in den japanischen Patentveröffentlichungen 3-120354, 10-18024, 10-237628 und 10-305935 offenbart worden, dass TiAlVN oder (TiAlV)(CN)-Film, dem V zugegeben wurde, herausragende Schneideigenschaften beim Schneidverfahren des Materials mit geringer Härte, wie etwa S50C, zeigt. Jedoch ist es schwierig zu sagen, dass diese Filme gute Schneideigenschaften bezüglich Materialien mit hoher Härte, wie etwa gehärtete Stähle, aufweisen. Um auf den zunehmenden Trend in Richtung auf Hochgeschwindigkeitsschneiden zu reagieren, besteht nun eine große Nachfrage nach Filmen mit höherem Verschleißwiderstand.

[0003] Um die vorstehenden Probleme zu lösen, ist es die Aufgabe der vorliegenden Erfindung, einen Hartfilm für Verschleißwiderstandsanwendungen, wie etwa Schneidwerkzeuge, bereitzustellen, welcher für Schneiden bei hoher Geschwindigkeit geeignet ist und höhere Effizienz und höhere Härte und einen höheren Verschleißwiderstand bzw. Verschleißfestigkeit als TiAlN oder (TiAlV)(CN), die in der Vergangenheit verwendet wurden, aufweist. Eine weitere Aufgabe der Erfindung ist es, ein Verfahren zum Ausbilden eines derartigen Hartfilms bereitzustellen, und ferner ein Target zum effizienten Ausbilden des Hartfilms für Verschleißwiderstandsanwendungen, wie etwa Schneidwerkzeuge der vorliegenden Erfindung, bereitzustellen.

[0004] Um die vorstehende Aufgabe zu erreichen, stellt die vorliegende Erfindung einen harten verschleißwiderstandsfähigen bzw. verschleißfesten Film bereit, der aus $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(C_{1-d}N_d)$ zusammengesetzt ist, und die Verbindung der Komponenten die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,2 \leq c \leq 0,5$$

$$b + c = 1$$

$$0,05 \leq \alpha \leq 0,95$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

(worin b und c jeweils Atomverhältnisse von Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt). (Nachstehend kann dieser Film "der erste Film" genannt werden.)

[0005] Ferner stellt die vorliegende Erfindung einen harten verschleißwiderstandsfähigen Film bereit, der aus $(M_a, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(C_{1-d}N_d)$ zusammengesetzt ist, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist und der Hartfilm die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,02 \leq a \leq 0,3$$

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,05 \leq c$$

$$a + b + c = 1$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

$$0 \leq \alpha \leq 1$$

(worin a, b und c jeweils das Atomverhältnis von M, Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt). Der Fall in dem bevorzugten Aspekt der Erfindung, in dem M gleich Ti und der Wert von α gleich 0 ist, wurde bereits als die japanische Patentanmeldung 2001-185464 (noch nicht veröffentlicht) angemeldet, und dieser Fall ist von der vorliegenden Erfindung ausgeschlossen. (Nachstehend kann dieser Film als der "zweite Hartfilm" bezeichnet werden.) Wenn ferner der Wert von α gleich 1 ist, ist es bevorzugt, dass die Werte von b und c die folgenden Bedingungen erfüllen:

$$0,5 < b \leq 0,8$$

$$0,05 < c$$

$$0,7 \leq b + c$$

[0006] Zudem ist in dem harten verschleißwiderstandsfähigen Film gemäß einem bevorzugten Aspekt der vorliegenden Erfindung der Wert von d gleich 1, und die Kristallstruktur weist eine Steinsalzstruktur als Hauptstruktur auf. Zudem ist es bevorzugt, dass, wenn die Fractionslinienintensitäten der (111)-Ebene, (200)-Ebene und (220)-Ebene der Steinsalzstruktur, die durch Röntgenstrahldiffraktion, basierend auf dem Θ -2 Θ -Verfahren gemessen wurden, jeweils auf I(111), I(200) und I(220) eingestellt werden, diese Werte die Ausdrücke (1) und/oder (2) erfüllen und den Ausdruck 3, die nachstehend gegeben werden:

$$I(220) \leq I(111) \quad (1)$$

$$I(220) \leq I(200) \quad (2)$$

$$I(200)/I(111) > 0,3 \quad (3)$$

[0007] Der harte verschleißwiderstandsfähige Film der vorliegenden Erfindung beinhaltet: einen Hartfilm, der die vorstehenden Erfordernisse erfüllt und zwei Schichten oder mehr von Hartfilmen, die sich voneinander unterscheiden und die aufeinander laminiert sind; oder eine Schicht oder zwei Schichten oder mehr der Hartfilme der vorliegenden Erfindung besitzen eine Kristallstruktur mit Steinsalzstruktur als die Hauptstruktur und sind auf einer Oberfläche oder beiden Oberflächen des Hartfilms befestigt, und eine Schicht oder mehrere Schichten der Metallschichten oder Legierungsschichten, die wenigstens ein Element, das aus der 4A Gruppe, 5A Gruppe, 6A Gruppe, Al und Si ausgewählt ist, sind laminiert; wenigstens eine Schicht, ausgewählt aus Metallnitridschicht, Metallocarbidsschicht und Metallocarbid-Nitridschicht, die eine zu dem vorstehend beschriebenen Hartfilm unterschiedliche Zusammensetzung besitzt, werden laminiert.

[0008] Die vorliegende Erfindung definiert auch ein Verfahren zum Ausbilden des harten verschleißwiderstandsfähigen Films, wie vorstehend beschrieben. Dieses ist ein Verfahren zum Ausbilden des in der vorliegenden Erfindung definierten Films auf einen zu verarbeitenden Objekt durch Verdampfen und Ionisieren von Metall in einer Atmosphäre aus filmbildendem Gas und zum Bilden des Films während die Umwandlung des filmbildenden Gases zusammen mit dem Metall in Plasma gefördert wird. Die vorliegende Erfindung stellt auch den Hartfilm, der das Lichtbogenionenplattierungsverfahren (AIP-Verfahren) verwendet, bereit, indem die Metalle verdampft und ionisiert werden, welche das Target zusammensetzen, durch Lichtbogenentladung, und Ausbilden des in der vorliegenden Erfindung definierten Films auf einen zu verarbeitenden Objekt, wodurch eine magnetische Kraftlinie ausgebildet wird, welche fast parallel zu der Senkrechten zu der verdampfenden Oberfläche des Targets verläuft und parallel zu oder gering divergent von der Normalen zu der Verdampfungs-Oberfläche des Targets verläuft, und der Film wird ausgebildet, indem die Umwandlung des filmbildenden Gases nahe dem zu Plasma zu verarbeitenden Objekts gefördert wird. In diesem Fall ist es bevorzugt, dass das auf das zu verarbeitende Objekt angelegte Biaspotential auf den Bereich von -50 V bis -300 V im Hinblick auf das Erdpotential eingestellt wird. Zudem ist es erwünscht, dass die Temperatur des zu verarbeitenden Objekts (kann nachstehend als Substrattemperatur bezeichnet werden) während dem Filmbildungsverfahren auf den Bereich von 300°C bis 800°C eingestellt wird. Es ist auch bevorzugt, dass der Partialdruck oder Gesamtdruck des reaktiven Gases während dem Filmbildungsverfahren auf den Bereich von 0,5 Pa bis 6 Pa eingestellt wird.

[0009] Das reaktive Gas in der vorliegenden Erfindung ist ein Gas, wie etwa Stickstoffgas, Methangas, Ethylengas, Acetylgas, etc. und ein hart Element, die für die Zusammensetzungen des Films benötigt werden. Andere Gastypen, d. h. Edelgas, wie etwa Argongas, wird "Hilfsgas" genannt. Diese werden zusammen als "filmbildendes Gas" bezeichnet.

[0010] Ferner beinhaltet die vorliegende Erfindung zudem ein Target zum Ausbilden eines Hartfilms, welches umfasst: Al, Cr und V, oder M, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist), Al, Cr und/oder V, und welches eine relative Dichte von 95% oder mehr besitzt. Es ist bevorzugt, dass die Größe von jedem der Hohlräume, die in dem Target vorhanden sind, nicht kleiner als 0,3 mm im Radius sind.

[0011] Zum Ausbilden des Hartfilms (der erste Hartfilm) der vorliegenden Erfindung, der durch $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(Cr_{1-\beta}N_{\beta})$ ausgedrückt wird, ist es bevorzugt, ein Target zu verwenden, welches $(Al_y, [Cr_{1-\beta}V_{\beta}]_z)$ umfasst und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,5 \leq y \leq 0,8$$

$$0,2 \leq z \leq 0,5$$

$$y + z = 1$$

$$0,05 \leq \beta \leq 0,95$$

(worin y und z jeweils das Atomverhältnis von A und Cr + V darstellen und β das Atomverhältnis von V bezeichnet.)

[0012] Zudem ist es zum Ausbilden des Hartfilms (des zweiten Hartfilms) der vorliegenden Erfindung, der durch $(M_a, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_{\alpha}]_c)(Cr_{1-\beta}N_{\beta})$ ausgedrückt wird, bevorzugt, ein Target zu verwenden, welches $(M_x, Al_y, [Cr_{1-\beta}V_{\beta}]_z)$ umfasst, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist, und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,02 \leq x \leq 0,3$$

$$0,5 \leq y \leq 0,8$$

$$0,05 \leq z$$

$$x + y + z = 1$$

$$0 \leq \beta \leq 1$$

(worin x, y und z jeweils das Atomverhältnis von M, Al und Cr + V darstellen, und β das Atomverhältnis von V bezeichnet). Zum Ausbilden des Hartfilms des bevorzugten Aspekts der vorliegenden Erfindung, worin M gleich Ti ist, ist bevorzugt, ein Target zu verwenden, in welchem M gleich Ti ist. Jedoch ist der Fall in dem Hartfilm der vorliegenden Erfindung ausgeschlossen, bei dem M = Ti ist und der Wert von $\alpha = 0$ ist. Daher ist auch für das Target der Fall ausgeschlossen, bei dem M = Ti ist und der Wert $\beta = 0$ ist.

[0013] Ferner ist es zum Ausbilden des Hartfilm, bei welchem M gleich Ti ist und der Wert von α gleich 1 ist und der Wert des Atomverhältnisses $(b + c)$ von Al + V = 0,7 oder mehr ist, der Wert von b innerhalb des Bereichs von 0,5 bis 0,8 ist, und der Wert von c mehr als 0,05 beträgt, ist bevorzugt, ein Target zu verwenden, bei welchem der Wert von y und z $0,5 < y \leq 0,8$, $0,05 < z$, $0,7 \leq y + z$, und $\beta = 1$ ist.

[0014] Bei dem zuvor beschriebenen Target ist es bevorzugt, dass der Sauerstoffgehalt in dem Target 0,3 Masse-% oder weniger beträgt, der Wasserstoffgehalt 0,05 Masse-% oder weniger beträgt, und der Chlorgehalt 0,2 Masse-% oder weniger beträgt. Ferner ist es bevorzugt, dass der Kupfergehalt 0,05 Masse-% oder weniger beträgt und der Mg-Gehalt 0,03 Masse-% oder weniger beträgt.

[0015] Andere und weitere Aufgaben, Merkmale und Vorteile der Erfindung werden aus der folgenden Beschreibung ersichtlich werden.

Kurze Beschreibung der Zeichnungen

- [0016] Fig. 1 ist eine schematische Zeichnung, die ein Beispiel eines Lichtbogenplattierungs (AIP)-Geräts zeigt, das zum Ausführen der vorliegenden Erfindung verwendet wird;
- [0017] Fig. 2 ist eine schematische vergrößerte Schnittansicht eines Beispiels eines wichtigen Teils einer Verdampfungsquelle vom Lichtbogentyp, die zum Ausführen der vorliegenden Erfindung verwendet wird;
- [0018] Fig. 3 ist eine schematische vergrößerte Schnittansicht eines wichtigen Teils einer Verdampfungsquelle von einem anderen Lichtbogentyp, der zum Ausführen der vorliegenden Erfindung verwendet wird;
- [0019] Fig. 4 ist eine schematische vergrößerte Ansicht eines Beispiels eines wichtigen Teils einer Verdampfungsquelle vom Lichtbogentyp, wie er in der Vergangenheit verwendet wurde;
- [0020] Fig. 5 zeigt elektronenmikroskopische Aufnahmen der Oberfläche eines gebildeten $(\text{Ti}_{0,15}\text{Al}_{0,7}\text{V}_{0,15})$ N-Films. Fig. 5(1) zeigt eine Verdampfungsquelle gemäß den jetzigen Erfindern und Fig. 5(2) zeigt das Ergebnis der Filmbildung, das eine herkömmliche Verdampfungsquelle verwendet;
- [0021] Fig. 6 ist ein Graph, der den Zusammenhang zwischen der Substrattemperatur und der verbleibenden Spannung in dem Film mit der Zusammensetzung von $(\text{Ti}_{0,1}\text{Al}_{0,7}\text{V}_{0,1})$ N zeigt;
- [0022] Fig. 7 ist ein Diagramm der Zusammensetzung der Metallkomponenten Al, Cr und V in dem (Al, Cr, V)N-Film, der den Bereich der vorliegenden Erfindung und der Beispiele zeigt;
- [0023] Fig. 8 ist ein Diagramm der Zusammensetzung der Metallkomponenten M, Al, Cr und V in dem (M, Al, Cr, V)N-Film, das den Bereich der vorliegenden Erfindung und der Beispiele zeigt;
- [0024] Fig. 9 ist ein Diagramm der Zusammensetzung der Metallkomponenten Ti, Al, Cr und V in dem (Ti, Al, Cr, V)N-Film, das den Bereich der vorliegenden Erfindung und der Beispiele zeigt; und
- [0025] Fig. 10 ist ein Diagramm der Zusammensetzung der Metallkomponenten Ti, Al und V in dem (Ti, Al, V)N-Film, das den Bereich der vorliegenden Erfindung und der Beispiele zeigt.

Detaillierte Beschreibung der bevorzugten Ausführungsformen

[0026] Unter den vorstehend beschriebenen Umständen haben die Erfinder ausführliche Studien ausgeführt, um einen Hartfilm zu erhalten, welcher einen besseren Verschleißwiderstand besitzt als zuvor. Folglich haben sie herausgefunden, dass der Verschleißwiderstand wesentlich verbessert werden kann, indem die Härte des Films als ein Index vergrößert wird.

[0027] Die Erfinder haben ausführliche Studien unter besonderer Berücksichtigung der Al-Konzentration in dem (Ti-Al)(CN)-Film und des Einflusses von anderen Zusatzelementen ausgeführt. Folglich haben sie herausgefunden, dass die Filmhärte verbessert werden kann und ein höherer Verschleißwiderstand erreicht werden kann, indem die Al-Konzentration vergrößert wird, indem Cr oder V zugegeben wird, und ferner indem wenigstens ein Element, ausgewählt aus Ti, Nb, W, Ta und Mo zugegeben wird. Ferner haben sie Anstrengungen unternommen, um quantitative Effekte von Al, dem Element M, Cr und V zu studieren, und haben so die vorliegende Erfindung erreicht.

[0028] Im einzelnen ist der Hartfilm der vorliegenden Erfindung ein Hartfilm, der aus $(\text{Al}_b, [\text{Cr}_{1-\alpha}\text{V}_\alpha]_c)(\text{C}_{1-d}\text{N}_d)$ zusammengesetzt ist, und die Zusammensetzung der Komponenten erfüllt die folgenden Bedingungen:

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,2 \leq c \leq 0,5$$

$$b + c = 1$$

$$0,05 \leq \alpha \leq 0,95$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

(worin b und c jeweils Atomverhältnisse von Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt).

[0029] Oder dieser ist ein Hartfilm, der aus $(\text{M}_a, \text{Al}_b, [\text{Cr}_{1-\alpha}\text{V}_\alpha]_c)(\text{C}_{1-d}\text{N}_d)$ zusammengesetzt ist, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo zusammengesetzt ist, und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,02 \leq a \leq 0,3$$

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,05 \leq c$$

$$a + b + c = 1$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

$$0 \leq \alpha \leq 1$$

(worin a, b und c jeweils das Atomverhältnis von M, Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt). Eine detaillierte Beschreibung wird nachstehend bezüglich der Gründe, warum die Zusammensetzung aus M, Al, Cr, V, C und N in dem Film wie vorstehend beschrieben bestimmt wird, gegeben werden.

[0030] Der TiAlN-Film, wie vorstehend beschrieben, ist ein Kristall mit Steinsalzstruktur, und dieser ist eine Nitrid-
 verbindung mit Steinsalzstruktur, in welcher der Ti-Kristallplatz von TiN in der Steinsalzstruktur durch Al ersetzt ist. Im
 übrigen ist AlN (Gitterkonstante: 4,12 Å) mit Steinsalzstruktur im Gleichgewichtszustand bei hoher Temperatur und un-
 ter hohem Druck, und dies lässt vermuten, dass diese eine Substanz mit einer hohen Härte ist. Daher würde es möglich
 sein, die Härte eines TiAlN-Films zu erhöhen, wenn das Verhältnis von Al in TiAlN erhöht wird, während die Steinsalz-
 struktur beibehalten wird. Jedoch ist AlN mit Steinsalzstruktur in einem quasi stabilen Zustand bei Normaltemperatur
 und unter Normaldruck oder bei hoher Temperatur und unter normalem Druck. Zwar kann eine gewöhnliche Dampfpha-
 senbeschichtung durchgeführt werden, doch führt diese lediglich zur Bildung von AlN mit ZnS-Struktur (welche weich
 ist), und es ist nicht möglich, AlN mit Steinsalzstruktur zu bilden. Im übrigen ist es möglich, einen TiAlN-Film mit Stein-
 salzstruktur bei normaler Temperatur und unter normalem Druck zu bilden, wenn ein Nitridfilm durch Einbau von Al in
 Ti gebildet wird, da TiN eine Steinsalzstruktur besitzt und eine Gitterkonstante aufweist, die näher zu derjenigen von
 AlN mit Steinsalzstruktur ist, und folglich wird AlN in die Struktur von TiN assimiliert. Jedoch wird, wie vorstehend er-
 wähnt, wenn die Menge von Al in TiAlN eine bestimmte Grenze überschreitet, welche durch das Atomverhältnis von
 0,6–0,7 definiert ist, weiches AlN mit ZnS-Struktur abgeschieden, und die Härte wird vermindert. Folglich kann ein Ti-
 AlN-Film mit Steinsalzstruktur oder (TiAl)(CN)-Film gebildet werden. Jedoch wird in der vorstehend angegebenen Pa-
 tentveröffentlichung offenbart, dass, wenn das Verhältnis von Al in TiAlN die Grenze von 0,6–0,7 im Atomverhältnis
 übersteigt, weiches AlN mit ZnS-Struktur abgeschieden wird, und die Härte vermindert wird. Dies kann der Tatsache zu-
 geschrieben werden, dass, wenn die Al-Konzentration vergrößert wird, der Effekt der Assimilierung durch TiN mit
 Steinsalzstruktur abgeschwächt wird, und die Bildung von weichem AlN mit ZnS-Struktur vorherrschend wird. Ander-
 erseits besitzt CrN oder VN eine Gitterkonstante, die näher zu derjenigen von AlN mit Steinsalzstruktur ist, als TiN
 (AlN: 4,12 Å, TiN: 4,24 Å, CrN und VN: 4,14 Å). Indem Ti in TiAlN durch Cr und V substituiert wird, würde es ermög-
 licht, die Steinsalzstruktur mit höherer Al-Konzentration beizubehalten.

[0031] In dieser Hinsicht sind in der vorliegenden Erfindung Anstrengungen unternommen worden, um ein Zusam-
 mensetzungsverhältnis wie folgt zu erhalten: ein (Al, Cr, V)(CN)-Film, dem Cr und V anstelle von Ti zugegeben wird,
 wird als ein erster Hartfilm verwendet. Indem der Assimilierungseffekt wie vorstehend beschrieben in höchstem Maße
 bereitgestellt wird, wird AlN mit Steinsalzstruktur abgeschieden, und es wird der Versuch unternommen, einen Film mit
 Steinsalzstruktur als Hauptstruktur sogar bei hoher Al-Konzentration zu bilden.

[0032] Damit der vorstehend beschriebene Assimilierungseffekt effektiver bereitgestellt werden kann, muss folglich
 das Atomverhältnis "c" von Cr + V 0,2 oder mehr und 0,5 oder weniger betragen. Damit die Menge von Al erhöht wird
 und das Verhältnis von AlN mit Steinsalzstruktur vergrößert wird, ist es ferner bevorzugt, dass die obere Grenze des
 Atomverhältnisses "c" von Cr + V 0,4 beträgt, und weiter bevorzugt 0,3. Wenn die Menge von (Cr + V) vermindert wird,
 schwächt sich der Assimilierungseffekt durch (CrN + VN), welches eine Gitterkonstante besitzt, die näher zu derjenigen
 von AlN mit Steinsalzstruktur ist, ab. Daher ist es bevorzugt, dass die untere Grenze des Atomverhältnisses "c" von Cr +
 V auf 0,23 eingestellt wird.

[0033] Wenn man das Atomverhältnis α von V in (Cr + V) betrachtet, wird die untere Grenze von α auf 0,05 eingestellt
 und die obere Grenze wird auf 0,95 eingestellt. Die untere Grenze von α beträgt vorzugsweise 0,2, oder weiter bevorzugt
 0,3. Die obere Grenze von α beträgt vorzugsweise 0,8, oder weiter bevorzugt 0,7. Die Gründe sind wie folgt: Jedes von
 CrN und VN besitzt eine Gitterkonstante, die fast gleich zu jeweils der anderen ist. Wenn Cr zugegeben wird, kann die
 Verschleißwiderstandsfähigkeit gegenüber einem Werkstück (das zu schneidende Material) vom Eisentyp erhöht wer-
 den. Wenn V zugegeben wird, kann ein Schmiereffekt unter trockenen Schneidebedingungen erhalten werden. Daher
 kann das Verhältnis von Cr und V abhängig von jeder Anwendung eingestellt werden. Bei Schneidwerkzeugen ist es be-
 vorzugt, diese zwei Arten von Eigenschaften bereitzustellen.

[0034] Das Atomverhältnis von Al wird durch den Wert des Atomverhältnisses "c" von (Cr + V), wie vorstehend an-
 gegeben, ermittelt. Wenn das Verhältnis von Al zu gering ist, ist die Menge von abgeschiedenem AlN mit Steinsalzstruk-
 tur niedrig und der Effekt der großen Härte kann nicht erhalten werden. Daher wird die untere Grenze des Atomverhält-
 nisses "b" von Al auf 0,5 eingestellt. Die untere Grenze des Wertes "b" beträgt vorzugsweise 0,55, und weiter bevorzugt
 0,6, oder insbesondere bevorzugt 0,65. Andererseits wird die obere Grenze des Atomverhältnisses von Al auf 0,8 ein-
 gestellt. Dies ist, da, wenn das Verhältnis von Al zu hoch ist, die Zugabemengen von Cr und V relativ vermindert sind. Dies
 führt zu einem schwächeren Assimilierungseffekt. Folglich kann der Film wegen der Abscheidung von weichem AlN
 mit ZnS-Struktur weicher werden. Die untere Grenze des Atomverhältnisses "b" von Al beträgt vorzugsweise 0,77, und
 weiter bevorzugt 0,75.

[0035] Ferner werden als der zweite Hartfilm der vorliegenden Erfindung die Elemente, die Nitride mit Gitterkonstan-
 ten bilden, die sich von derjenigen von CrN und VN (Gitterkonstante: 4,14 Å) unterscheiden, durch Cr und V ersetzt.
 (Diese Elemente sind: M, Ti (Gitterkonstante von TiN: 4,24 Å), Nb (Gitterkonstante von NbN: 4,39 Å), W (Gitterkon-
 stante von W₂N: 4,12 Å), Ta (Gitterkonstante von TaN: 4,33 Å) und Mo (Gitterkonstante von Mo₂N: 4,16 Å).) Folglich
 wird zusätzlich zu der vergrößerten Härte auf Grund der höheren Al-Konzentration, die Härte des Films weiter durch den
 Effekt der Gitterverzerrung vergrößert.

[0036] Wie vorstehend beschrieben, wird in dem (M, Al, Cr, V)(CN)-Film wenigstens ein Element, das aus Ti, Nb, W,
 Ta und Mo ausgewählt ist, als das Element M zugegeben, welches Nitride mit einer Gitterkonstante bildet, die von der-
 jenigen von CrN und VN verschieden ist. Durch den Unterschied zu der Gitterkonstante von CrN und VN wird das Kri-
 stallgitter verzerrt und die Härte wird vergrößert. Für diesen Zweck ist es festgestellt worden, dass die untere Grenze des
 Atomverhältnisses "a" von M vorzugsweise auf 0,02 eingestellt wird, und weiter bevorzugt auf 0,05, und weiter, oder
 insbesondere bevorzugt auf 0,1 oder mehr.

[0037] Andererseits werden, wenn das Atomverhältnis "a" von M zu hoch ist, Zugabemengen von Cr und V be-
 schränkt, und dies führt zu einem schwächeren Assimilierungseffekt. Sogar wenn der Al-Gehalt der gleiche ist, wird in
 einen Film, der ein hohes Verhältnis von M enthält, AlN mit ZnS-Struktur abgeschieden, und der Film wird weicher. Da-
 her wird die untere Grenze des Atomverhältnisses "a" von M auf 0,3 eingestellt. Die obere Grenze des Atomverhältnisses
 "a" von M beträgt vorzugsweise 0,25, oder weiter bevorzugt 0,2.

y

[0038] Insbesondere wenn Ti, Nb oder Ta als das Element zugegeben wird, ist dies bevorzugt, da die Nitride von diesen Elementen eine höhere Gitterkonstante besitzen, als diejenige von CrN oder VN und eine höhere Härte effektiv durch Gitterverzerrung erreicht werden kann. Insbesondere wird Ti allein als das Element M verwendet. Neben der Zugabe von Ti, Nb oder Ta allein ist es auch effektiv, zwei Elemente, wie etwa Ti und Nb, oder Ti und Na, oder Ta und Nb, oder Nb und Ta zu verbinden, und ferner drei Elemente aus Ti, Ta und Nb in Kombination zuzugeben. Wenn zwei Elemente oder mehr gleichzeitig zugegeben werden, besteht keine besondere Beschränkung in Bezug auf das Verhältnis zwischen diesen Elementen. Jedoch ist es bevorzugt, dass das Element mit der niedrigsten Zugabemenge mit dem Atomverhältnis von 0,05a oder mehr (wobei a das Atomverhältnis des Elements M ist), oder weiter bevorzugt 0,1a oder mehr enthalten ist.

[0039] Wenn man Cr und V betrachtet, sind diese die Elemente, die zur Bildung von AlN mit Steinsalzstruktur in dem Film durch den Assimilationseffekt notwendig sind, und die untere Grenze des Atomverhältnisses "c" von (Cr + V) in dem (M, Al, Cr, V)(CN)-Film wird vorzugsweise auf 0,05 eingestellt. Weiter bevorzugt beträgt dieses 0,1 oder mehr, und insbesondere 0,15 oder mehr. Wenn die Menge von (Cr + V) vergrößert wird, wird der Assimilationseffekt durch (CrN + VN) mit der Gitterkonstante, die näher zu derjenigen von AlN mit Steinsalzstruktur ist, abgeschwächt. Daher ist es bevorzugt, die untere Grenze des Atomverhältnisses "c" von Cr + V auf 0,23 einzustellen.

[0040] Wenn man das Atomverhältnis α von V in (Cr + V) betrachtet, besitzt jedes von CrN und VN eine Gitterkonstante, die fast gleich zu der jeweils anderen ist. Cr zeigt einen höheren Verschleißwiderstand in Bezug auf das Werkstück (das zu schneidende Material) vom Eisentyp, und V besitzt den spezifischen Effekt, wie etwa Schmiereffekt, unter trockenen Schneidebedingungen. Daher können diese zur Verwendung in jeder Anwendung ausgewählt werden, und es besteht keine besondere Beschränkung. Vom Standpunkt des Beibehaltens dieser zwei Eigenschaften, ist es bevorzugt, die untere Grenze von α auf 0,2, oder weiter bevorzugt auf 0,3 einzustellen.

[0041] Die untere Grenze des Atomverhältnisses "b" von Al wird auf 0,5 eingestellt. Dies ist, da, wenn das Verhältnis von Al zu gering ist, die Menge des abgeschiedenen Al mit Steinsalzstruktur gering ist, und dies zu geringerer Härte führt. Die untere Grenze des Atomverhältnisses "b" beträgt vorzugsweise 0,55, und weiter bevorzugt 0,6, und am meisten bevorzugt 0,65. Andererseits wird die obere Grenze des Atomverhältnisses von Al auf 0,8 eingestellt. Dies ist, da, wenn das Verhältnis von Al zu hoch ist, die Zugabemengen von Cr und V relativ vermindert werden. Dies führt zu einem schwächeren Assimilationseffekt. Folglich wird der Film auf Grund der Abscheidung von weichem AlN mit ZnS-Struktur weicher. Die obere Grenze des Atomverhältnisses "b" von Al beträgt vorzugsweise 0,77 und weiter bevorzugt 0,75.

[0042] In dem (Ti, Al, V)(C,N)-Film, in welchem M Ti ist und α 1 ist, kann der höchste Schmiereffekt während dem Schneideverfahren von einer Legierung vom Eisentyp erreicht werden und der Verschleiß ist vermindert. Daher ist es bevorzugt, diesen als einen Film zum Schneiden einer Legierung vom Eisentyp zu verwenden. In diesem Fall wird TiN mit einer Gitterkonstante, die von VN verschieden ist, durch V ersetzt. Und es ist möglich, die Härte des Films durch den Effekt der Gitterverzerrung zu erhöhen. Um einen derartigen Effekt zu erhalten, ist es bevorzugt, dass das Atomverhältnis von Al auf mehr als 0,5 eingestellt wird, und das Atomverhältnis von V auf mehr als 0,05 eingestellt wird, und dass die Summe der Atomverhältnisse (b + c) von (Al + V) auf 0,7 oder mehr eingestellt wird. Das gesamte Atomverhältnis (b + c) beträgt vorzugsweise 0,75 oder mehr, und am meisten bevorzugt 0,8 oder mehr. Wenn man die Menge von Ti betrachtet, wenn das gesamte Atomverhältnis (b + c) 0,75 oder mehr beträgt, ist dieses vorzugsweise 0,25 oder weniger, und weiter bevorzugt 0,2 oder weniger.

[0043] In den ersten und den zweiten Hartfilmen, wie vorstehend beschrieben, wurden die Mengen von C und N aus den folgenden Gründen ermittelt: Wenn C zu dem Film zugegeben wird und Ti, Nb und Ta als VC oder M zugegeben wird, und wenn Carbid mit hoher Härte, wie TiC, NbC, TaC etc. abgeschieden werden, um die Härte des Films zu vergrößern, ist es erwünscht, dass die Menge von C ungefähr die gleiche ist, wie die Zugabemenge (Atomverhältnis) von V in dem ersten Hartfilm, und, dass diese ungefähr die gleiche Menge wie die Zugabemenge (Atomverhältnis) von M + V in dem zweiten Hartfilm ist. Wenn jedoch C im Überschuss zugegeben wird, kann dies zu exzessiver Abscheidung von Aluminiumcarbid führen, welches nicht stabil ist, da dieses mit Feuchtigkeit reagiert und leicht zersetzt wird. In dieser Hinsicht wird das Atomverhältnis (1-d) von C auf weniger als 0,5 eingestellt. Das heisst, das Atomverhältnis "d" von N wird vorzugsweise auf 0,5 oder mehr eingestellt. Der Wert "d" beträgt vorzugsweise 0,7 oder mehr, oder weiter bevorzugt 0,8 oder mehr. Dieser ist am meisten erwünscht, wenn d = 1.

[0044] Es ist bevorzugt, dass die Kristallstruktur des Hartfilms der vorliegenden Erfindung im wesentlichen eine Steinsalzstruktur als Hauptstruktur enthält. Wie vorstehend beschrieben, ist es nicht möglich, eine hohe Festigkeit beizubehalten, wenn eine ZnS Struktur vermischt wird. Jedoch ist es erlaubt, dass einige ZnS-Struktur in der Struktur enthalten sind, solange dies nicht die Eigenschaften des Films verschlechtert. Zur Referenz werden der gewünschte Bereich mit Steinsalzstruktur und ZnS-Struktur, die durch Röntgenstrahldiffraktion gemessen wurden, nachstehend angegeben.

[0045] Im einzelnen ist die Kristallstruktur, die hauptsächlich die Steinsalzstruktur enthält, eine Struktur wie folgt: Diese ist eine derartige Kristallstruktur, dass der Wert des Ausdrucks (4), der nachstehend angegeben wird, 0,8 oder mehr beträgt, wenn unter den Peaks, die bei der auf dem Θ -2 Θ -Verfahren basierenden Röntgenstrahldiffraktion Steinsalzstruktur zeigen, die Peakintensitäten der (111)-Ebene, (200)-Ebene und (220)-Ebene jeweils auf IB(111), IB(200) und IB(220) eingestellt sind, und aus den Peaks, die ZnS-Struktur zeigen, Peakintensitäten der (100)-Ebene, der (102)-Ebene und der (110)-Ebene auf jeweils IH(100), IH(102) und IH(110) eingestellt werden. Wenn der Wert weniger als 0,8 beträgt, wird die Härte des Films niedriger als die Härte, welche in der vorliegenden Erfindung als bevorzugt gilt.

[0046] Die Peakintensität der ZnS-Struktur wird ermittelt, indem die Intensität des Peaks gemessen wird, der nahe dem Punkt, wo $2\Theta = 32^\circ$ bis 33° für (100)-Ebene, nahe dem Punkt, wo $2\Theta = 48^\circ$ bis 50° für (102)-Ebene und nahe dem Punkt, wo $2\Theta = 57^\circ$ bis 58° für (110)-Ebene unter Verwendung der $K\alpha$ -Linie von Cu auf dem Röntgenstrahldiffraktionsgerät erscheint. Der Kristall mit ZnS-Struktur enthält AlN als Hauptkomponente. Wenn Ti, V, Cr, Mo, Ta, W, etc. vermischt werden, weicht die Position des Peaks von AlN mit ZnS-Struktur, die tatsächlich gemessen wird, geringfügig von der Position des Peaks von AlN mit ZnS-Struktur auf JCPDS-Karten ab.

$$\frac{IB(111) + IB(200) + IB(220)}{IB(111) + IB(200) + IB(220) + IH(100) + IH(102) + IH(110)} \quad (4)$$

[0047] Wenn die Kristallstruktur des Films der vorliegenden Erfindung durch Röntgendiffraktion gemessen wird, ist es erwünscht, dass die Diffraktionslinienintensität in der Kristallstruktur mit Steinsalzstruktur die Bedingungen erfüllt: $I(220) \leq I(111)$ und/oder $I(220) \leq I(200)$. Dies ist, da, wenn die (111)-Ebene oder (200)-Ebene, d. h. die mit Steinsalzstruktur fast gefüllte Ebene, in Bezug auf die Oberfläche orientiert sind, der Verschleißwiderstand vergrößert wird.

[0048] Das Verhältnis $I(200)$ zu $I(111)$, d. h. $I(200)/I(111)$, der durch Röntgenstrahldiffraktion gemessen wird, basierend auf dem 2θ -Verfahren, variiert in dem Bereich von ungefähr 0,1 bis 10, abhängig von den Bedingungen, wie etwa die an das Substrat während der Bildung des Films angelegte Biasspannung, oder auf dem Gasdruck, Filmbildungstemperatur, etc. In der vorliegenden Erfindung hat sich herausgestellt, dass, wenn das Verhältnis $I(200)/I(111)$ den Wert von 0,3 oder mehr erfüllt, die Schneideigenschaften des Films zufriedenstellend waren. Der detaillierte Grund ist nicht bekannt, aber kann auf folgendem beruhen: Insbesondere in der Kristallstruktur mit Steinsalzstruktur sind Metallelemente (Al, Cr, V) oder (M, Al, Cr, V) grundsätzlich mit Stickstoff oder Kohlenstoff gebunden. Daher besteht fast keine Bindung zwischen Metallelementen selbst, zwischen Stickstoffatomen selbst, oder zwischen Kohlenstoffatomen selbst. Auf der (111)-Ebene, sind die unmittelbar benachbarten Atome zueinander die Metallelemente, Stickstoffatome oder Kohlenstoffatome, aber es wird angenommen, dass diese nicht miteinander gebunden sind. Im Gegensatz dazu, trifft man in der (200)-Ebene eine Bindung zwischen den Metallelementen, zwischen Stickstoffelementen und zwischen Kohlenstoffatomen relativ häufig an, und dies wird als stabiler betrachtet. Wenn daher die (200)-Ebene mit hoher intraplanarer Stabilität zu der Oberfläche mit einem bestimmten Verhältnis oder mehr in Bezug auf die (111)-Ebene orientiert ist, würde es ermöglicht, die Härte zu vergrößern und die Schneideigenschaften zu verbessern. Der Wert von $I(200)/I(111)$ beträgt vorzugsweise 0,5 oder mehr, weiter bevorzugt 0,7 oder mehr.

[0049] Im übrigen ist der Beugungswinkel der (111)-Ebene gemäß der Zusammensetzung des Films, der verbleibenden Spannungsbedingung oder Art des Substrats variabel. Wenn eine auf dem θ - 2θ -Verfahren basierende Röntgenstrahldiffraktion unter Verwendung $K\alpha$ -Linie von Cu auf den Hartfilm angewendet wird, welche die Bedürfnisse der vorliegenden Erfindung im Falle von $M = Ti$ erfüllt, ändert sich der Beugungswinkel in dem Bereich 37° bis 38° . Wenn die Menge von Ti in dem Film erhöht wird, tendiert der Beugungswinkel dazu, kleiner zu werden. So kann die Abnahme des Beugungswinkels der (111)-Ebene und der Zunahme des Abstand der (111)-Ebene der Tatsache zugeschrieben werden, dass die Gitterkonstante ($4,24 \text{ \AA}$) von TiN höher ist, als die Gitterkonstante von AlN, CrN und VN (AlN: $4,12 \text{ \AA}$; CrN und VN: $4,14 \text{ \AA}$).

[0050] Wenn ein Beispiel für den Fall gebildet wird, wo der Hartfilm ($Ti_{0,1}Al_{0,7}N_{0,2}$) N die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllt, auf einem zementierten Carbidsubstrat gebildet wird, ändert sich der Winkel der Beugungslinie der (111)-Ebene in dem Bereich von $37,4^\circ$ bis $37,7^\circ$, abhängig von der Filmbildungsbedingung, und Halbreite der Beugungslinie der (111)-Ebene (d. h. die Breite der Beugungslinie am Punkt der einen Hälfte der maximalen Peakintensität) ist in dem Bereich $0,2^\circ$ bis $1,5^\circ$. Folglich wird, sogar wenn die Zusammensetzung des Films konstant ist, die Position der Beugungslinie geändert, und dies wird hauptsächlich auf die Spannungsbedingung des Films, wie nachstehend beschrieben, zurückgeführt. Wenn der Wert der kompressiven Spannung des Films erhöht wird, zeigte der Beugungswinkel eine Tendenz zuzunehmen.

[0051] Als der Film der vorliegenden Erfindung kann zusätzlich zu dem Film eines einschichtigen Films, der die vorstehenden Erfordernisse erfüllt, ein Film verwendet werden, welcher die vorstehenden Erfordernisse erfüllt und zwei oder mehrere Schichten von verschiedenen Filmen, die aufeinander laminiert sind, umfasst. Zudem kann, abhängig von der Anwendung wenigstens eine Schicht, die aus einer Metallnitridschicht, Metallecarbidschicht oder Metallecarbidge-Nitridschicht ausgewählt ist, die eine Zusammensetzung aufweist, die sich von dem Hartfilm unterscheidet, und die eine Kristallstruktur mit hauptsächlich Steinsalzstruktur aufweist, auf eine Oberfläche oder auf beide Oberflächen von einer Schicht oder zwei Schichten oder mehreren des (Al, Cr, V) (CN)-Films oder (M, Al, Cr, V) (CN)-Films, wie in der vorstehenden Erfindung definiert, laminiert werden.

[0052] Die "Kristallstruktur, die hauptsächlich aus Steinsalzstruktur besteht", wie sie hier beschrieben wird, ist als eine Kristallstruktur definiert, die den Wert des vorstehenden Ausdrucks (4) von 0,8 oder mehr aufweist, wenn, unter den Peaks mit Steinsalzstruktur bei der auf dem θ - 2θ -Verfahren basierenden Röntgenstrahldiffraktion die Peakintensitäten der (111)-Ebene, (200)-Ebene und (220)-Ebene jeweils auf $IB(111)$, $IB(200)$ und $IB(220)$ eingestellt werden, und unter den Peaks, die ZnS-Struktur zeigen, die Peakintensitäten der (100)-Ebene, (102)-Ebene und (110)-Ebene auf jeweils $IH(100)$, $IH(102)$ und $IH(110)$ eingestellt werden. Die Metallnitridschicht, die Metallecarbidschicht oder Metallecarbidge-Nitridschicht, die eine Zusammensetzung aufweist, die sich von der in der vorliegenden Erfindung definierten Zusammensetzung unterscheidet, beinhaltet z. B. die Filme aus TiN, TiAlN, TiCrAlN, TiCN, TiAlCN, TiCrAlCN, TiC, etc.

[0053] Der harte verschleißwiderstandsfähige Film gemäß der vorliegenden Erfindung kann derart sein, dass eine oder mehrere Metallschichten oder Legierungsschichten, die wenigstens ein Element enthalten, das aus der 4A Gruppe, 5A Gruppe, 6A Gruppe, Al und Si ausgewählt ist, auf eine Oberfläche oder auf beide Oberflächen einer Schicht oder zwei Schichten oder mehreren des Hartfilms der vorliegenden Erfindung laminiert werden. Die Metalle der 4A Gruppe, 5A Gruppe und 6A Gruppe können beinhalten Cr, Ti, Nb, etc. und Ti-Al oder dergleichen können als Legierung verwendet werden.

[0054] Wenn der Hartfilm der vorliegenden Erfindung gebildet wird, indem der folgende Film oder Schicht laminiert werden, kann die Filmdicke einer Schicht in dem Bereich von $0,005 \mu\text{m}$ bis $2 \mu\text{m}$ sein: (i) ein Film, der die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllt und voneinander verschieden ist; (ii) Metallnitridschicht, Metallecarbidschicht oder Metallecarbidge-Nitridschicht, die eine Zusammensetzung aufweist, die sich von derjenigen des Hartfilms unterscheidet und eine Steinsalzstruktur besitzt und (iii) Metallschicht oder Legierungsschicht, die wenigstens ein Element enthält, das aus der 4A Gruppe, 5A Gruppe, 6A Gruppe, Al und Si ausgewählt ist. Jedoch ist es in dem Hartfilm der vorliegenden Erfindung erwünscht, dass, ob diese aus einer Einzelschicht oder aus einer Doppelschicht oder mehreren besteht, eine Ge-

saftfilmdicke im Bereich von 0,5 µm bis 20 µm aufweist. Wenn diese weniger als 0,5 µm beträgt, ist die Filmdicke zu dünn, und es kann kein ausreichender Verschleißwiderstand erhalten werden. Wenn andererseits die Filmdicke 20 µm übersteigt, kann der Film beschädigt werden oder kann während dem Schneideverfahren abgeschält werden. Die Filmdicke ist weiter bevorzugt in dem Bereich von 1 µm bis 15 µm.

[0055] Um den Hartfilm der vorliegenden Erfindung herzustellen, welcher eine Kristallstruktur besitzt, die im wesentlichen eine Steinsalzstruktur als Hauptstruktur aufweist, sogar wenn das Zusammensetzungsverhältnis von Al hoch sein kann, und es ist sehr effektiv, den Film durch das durch die vorliegende Erfindung definierte Verfahren zu bilden. Im einzelnen wird ein das Target bildende Metall verdampft und durch Lichtbogenentladung in der filmbildenden Gasatmosphäre ionisiert, und der Hartfilm der vorliegenden Erfindung wird auf einem zu verarbeitenden Material gebildet. Es ist notwendig, die Umwandlung des filmbildenden Gases zusammen mit dem Metall in Plasma zu fördern. In diesem Fall ist es bevorzugt, dass die Umwandlung des filmbildenden Gases nahe dem zu verarbeitenden Material im Plasma durch die magnetische Kraftfeldlinie gefördert wird, welche fast parallel zu der Normalen der Verdampfungsoberfläche des Target verläuft und parallel zu der geringfügig Divergenten von der Normalen zu der Verdampfungsoberfläche des Targets.

[0056] Das Filmbildungsverfahren der vorliegenden Erfindung ist nicht nur zur Bildung des (Al, Cr, V)(CN)-Films oder des (M, Al, Cr, V)(CN)-Films mit der Steinsalzstruktur effektiv, die in der vorliegenden Erfindung als die Hauptstruktur definiert ist, sondern diese ist auch ein Verfahren, das zur Bildung der anderen Art des Films effektiv ist.

[0057] In dem Lichtbogenionenplattierungs (AIP)-Gerät ist es schwierig, den Film der vorliegenden Erfindung unter Verwendung einer Kathodenverdampfungsquelle, die in der Vergangenheit verwendet wurde, wobei das Magnetfeld auf der Rückseite des Targets angeordnet ist, herzustellen. Zum Bilden des Hartfilms der vorliegenden Erfindung ist es sehr effektiv, eine magnetische Kraftfeldlinie zu bilden, welche fast parallel zu der Normalen der Verdampfungsoberfläche des Targets verläuft und parallel oder geringfügig divergent zu der Normalen der Verdampfungsoberfläche des Targets verläuft, und die Umwandlung von Stickstoff in Plasma durch die magnetische Kraftfeldlinie zu fördern.

[0058] Nun wird eine kurze Beschreibung eines Beispiels eines Geräts zum Ausführen der vorliegenden Erfindung gegeben werden, das sich auf das AIP-Gerät, das in Fig. 1 gezeigt wird, bezieht.

[0059] Dieses AIP-Gerät umfasst eine Vakuumkammer 1 mit einem Abgasauslass 11 zur Vakuumentlüftung und einen Gaseinführungseinlass 12 zur Zuführung von atmosphärischem Gas, eine Verdampfungsquelle 2 vom Lichtbogentyp zum Verdampfen und Ionisieren eines Targets (das als eine Kathode dient) durch Lichtbogenentladung, eine Halterung 3 zum Tragen eines zu verarbeitenden Materials (Schneidewerkzeug) W, welches beschichtet wird, und eine Biasspannungsquelle 4 zum Anlegen einer negativen Biasspannung auf das zu verarbeitende Material W über den Halter 3 zwischen dem Halter 3 und der Vakuumkammer 1.

[0060] Die Verdampfungsquelle 2 vom Lichtbogentyp umfasst ein Target 6 (welches als eine Kathode dient), eine Lichtbogenstromquelle 7, die zwischen dem Target 6 und der Vakuumkammer 1 (die als eine Anode dient) verbunden ist, und einen Magneten (Permanentmagnet) 8, der fast parallel zu der Normalen der Verdampfungsoberfläche des Targets verläuft und parallel zu oder geringfügig divergent von der Normalen zu der Verdampfungsoberfläche des Targets verläuft, und sich zur Nachbarschaft des zu verarbeitenden Materials W erstreckt, wobei es als Magnetfeldbildungseinrichtung zum Bilden einer magnetischen Kraftfeldlinie dient. Es ist bevorzugt, dass die magnetische Flussdichte nahe dem zu verarbeitenden Material W 10 G (Gauss) oder mehr am Zentrum des zu verarbeitenden Materials, oder weiter bevorzugt 30 G oder mehr beträgt. Der Ausdruck "fast parallel zu der Normalen verläuft" im Bezug auf die Verdampfungsoberfläche bedeutet, dass ein Winkel in dem Bereich von 0° bis ungefähr 30° im Hinblick auf die Richtung einer Linie besteht, die senkrecht zu der Verdampfungsoberfläche ist.

[0061] Fig. 2 ist eine schematische vergrößerte Schnittansicht eines Beispiels eines wichtigen Teils der Verdampfungsquelle vom Lichtbogentyp, die zum Ausführen der vorliegenden Erfindung verwendet wird. Der Magnet 8, der als die Magnetfeldbildungseinrichtung dient, ist auf derartige Weise angeordnet, dass diese die Verdampfungsoberfläche S des Targets 6 einschließt. Die magnetische Feldbildungseinrichtung ist nicht auf den Magneten begrenzt, und ein Elektromagnet, der eine Spule und Spulenspannungsquelle umfasst, kann verwendet werden. Wie in Fig. 3 gezeigt, kann der Magnet auf derartige Weise angeordnet werden, dass dieser einen Raum vor der Verdampfungsoberfläche S einschließt (d. h. einen Raum der näher zu dem zu verarbeitenden Material liegt) des Targets 6. In Fig. 2 dient die Kammer als Anode, während eine Anode mit besonderem Zweck von zylindrischer Gestalt, um einen Raum vor der Seite des Targets einzuschließen, bereitgestellt werden kann.

[0062] Eine Verdampfungsquelle 102 vom Lichtbogentyp in dem herkömmlichen Gerät vom AIP-Typ, wie in Fig. 4 gezeigt, kann mit einem Elektromagneten 109 zum Konzentrieren der Lichtbogenentladung auf das Target 106 ausgestattet werden. Da der Elektromagnet 109 auf der Rückseite des Targets 106 angeordnet ist, verläuft die magnetische Kraftfeldlinie parallel zu der Targetoberfläche nahe der Verdampfungsoberfläche des Targets, sodass die magnetische Kraftfeldlinie sich nicht zur Nachbarschaft des zu verarbeitenden Materials W erstreckt.

[0063] Der Unterschied zwischen der Verdampfungsquelle vom Lichtbogentyp des AIP-Geräts, das in der vorliegenden Erfindung verwendet wird, und der magnetischen Feldstruktur des herkömmlichen Beispiels liegt in dem Unterschied, wie das Plasma in dem atmosphärischen Gas verbreitet wird.

[0064] Wie in Fig. 3 gezeigt, werden ein Teil der Elektronen "e", die durch Entladung erzeugt werden, entlang bewegt, wie wenn die Elektronen auf der magnetischen Kraftfeldlinie aufgereiht wären. Wenn diese Elektronen mit Stickstoffmolekülen in dem filmbildenden Gas kollidieren, wird das filmbildende Gas in Plasma umgewandelt. Im Fall der herkömmlichen Verdampfungsquelle 102, die in Fig. 4 gezeigt wird, ist die Position der magnetischen Kraftfeldlinie auf die Nachbarschaft des Targets begrenzt. Folglich ist die Dichte des Plasmas des filmbildenden Gases, das wie vorstehend erzeugt wurde, nahe dem Target am höchsten, und die Plasmadichte nimmt nahe dem zu verarbeitenden Material (Werkstück) W beträchtlich ab. Im Gegensatz hierzu erstreckt sich in der Verdampfungsquelle, die in der vorliegenden Erfindung verwendet wird, wie in Fig. 2 und Fig. 3 gezeigt, die magnetische Kraftfeldlinie auf das zu verarbeitende Material W. Folglich ist die Plasmadichte des filmbildenden Gases nahe dem zu verarbeitenden Material W bei weitem höher, verglichen mit dem Fall der herkömmlichen Verdampfungsquelle.

[0065] Der Unterschied der Anordnung der magnetischen Kraftfeldlinie auf die Targetoberfläche und die Plasmadichte

nahe dem Substrat (zu verarbeitendes Material) kann einen extensiven Einfluss auf die Kristallstruktur des gebildeten Films und die Eigenschaften, die erhalten werden, ausüben. Fig. 5 zeigt eine Ausführungsform, um einen derartigen Einfluss zu bestätigen, und diese stellt Oberflächen elektronenmikroskopische Aufnahmen des Films dar, wenn der Film ($\text{Ti}_{0,15}\text{Al}_{0,7}\text{V}_{0,15}\text{N}$) der vorliegenden Erfindung gebildet wird. Die mikroskopischen Aufnahmen wurden unter Verwendung der herkömmlichen Verdampfungsquelle und der Verdampfungsquelle vom Lichtbogentyp der vorliegenden Erfindung jeweils aufgenommen. Die Filmbildungsbedingungen für beide Verdampfungsquellen waren wie folgt: Lichtbogenstrom: 100 A; Druck des Stickstoffgases: 2,66 Pa; Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Material): 500°C; und Biasspannung des Substrats (zu verarbeitendes Material): 100 V. Das Biaspotential wird auf derartige Weise angelegt, dass dieses im Hinblick auf das Erdpotential negativ wird. Z. B. gibt das Biaspotential von 100 V an, dass das Biaspotential zu dem Erdpotential -100 V beträgt.

[0066] Wie in Fig. 5(1) gezeigt, wird die Oberfläche des Films durch die Verdampfungsquelle des AIP-Geräts der Erfinder gebildet, in welchem der Magnet auf der lateralen Seite oder vor dem Target angeordnet ist, und die Oberfläche des Films selbst glatt ist. Wenn der Film durch eine herkömmliche Verdampfungsquelle gebildet wird, bei welcher der Magnet auf der Rückseite des Targets angeordnet ist, haften andererseits geschmolzene Targetsubstanzen, die "Makropartikel" genannt werden, auf die Filmoberfläche an, wie in Fig. 5(2) gezeigt. Folglich ist die Oberflächenrauigkeit (Ra) höher, und dieses beeinträchtigt in schädlicher Weise die Schneideeigenschaften. Daher ist es sehr effektiv, die Verdampfungsquelle der vorliegenden Erfindung für Filmbildungszwecke zu verwenden.

[0067] Die Biasspannung, die auf das Substrat (zu verarbeitendes Material) während dem Filmbildungsverfahren angelegt wird, ist vorzugsweise in dem Bereich von 50 V bis 300 V. Im allgemeinen gesprochen ist AlN der Steinsalzstruktur eine Substanz, welche in dem Zustand des Nichtgleichgewichts bei normaler Temperatur und normalen Druck ist, und welche schwierig zu erzeugen ist. Durch die Verdampfungsquelle der Erfinder wird die Umwandlung des filmbildenden Gases in Plasma gefördert, und das filmbildende Gas kann ionisiert werden. Indem eine Biasspannung auf das Substrat angelegt wird, ergibt sich folglich, dass der Ioneneinschlag effektiv auf das Substrat (zu verarbeitendes Material) angewendet wird, und die Bildung von AlN mit Steinsalzstruktur gefördert wird. Um derartige Effekte aufzuweisen, ist es bevorzugt, die Biasspannung von 50 V oder mehr anzulegen, oder weiter bevorzugt 70 V oder mehr. Wenn jedoch die Biasspannung zu hoch ist, kann der Film durch das ionisierte Filmbildungsgas geätzt werden, und die Filmbildungsrate oder Geschwindigkeit ist extrem verringert. In diesem Zusammenhang beträgt die Biasspannung vorzugsweise 300 V oder weniger, weiter bevorzugt 260 V oder weniger. Wenn die fördernde Wirkung der Bildung von AlN mit Steinsalzstruktur und der Filmbildungsrate berücksichtigt werden, ist es bevorzugt, dass die Biasspannung, die auf das Substrat angelegt wird, in dem Bereich von 70 V bis 200 V ist.

[0068] Gemäß der vorliegenden Erfindung ist der Bereich der Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Material) während der Filmbildung vorzugsweise im Bereich von 300°C bis 800°C, und dieses bezieht sich auf die Spannung in dem gebildeten Film. Fig. 6 zeigt ein Beispiel des Zusammenhangs zwischen der Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Material) und der verbleibenden Spannung in dem gebildeten Film, wenn ($\text{Ti}_{0,1}\text{Al}_{0,7}\text{Cr}_{0,1}\text{V}_{0,1}\text{N}$) gebildet wird. Das Experiment wurde mit einer Biasspannung von 150 V auf das Substrat angewendet, während die Filmbildung und Druck des Stickstoffs auf 2,66 Pa eingestellt wurde. Aus Fig. 6 ist ersichtlich, dass, wenn die Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Material) erhöht wird, die verbleibende Spannung des Films dazu tendiert, abzunehmen. Wenn eine überschüssige verbleibende Spannung in dem erhaltenen Hartfilm angewendet wird, kann der Film unter Filmbildungszustand abgeschält werden und dieser besitzt eine schwächere Nahanpassung. Daher wird die untere Grenze der Substrattemperatur vorzugsweise auf 300°C eingestellt, weiter bevorzugt auf 400°C. Wenn andererseits die Substrattemperatur erhöht wird, wird die verbleibende Spannung vermindert. Wenn die verbleibende Spannung zu gering ist, wird die Kompressionsspannung verändert. Dies verschlechtert die Wirkung des Substrats zur Stärkung des Bruchwiderstands und führt auch zu thermischer Degenerierung des Substrats auf Grund von hoher Temperatur. Demzufolge wird die obere Grenze der Substrattemperatur vorzugsweise auf 800°C, oder weiter bevorzugt auf 700°C oder weniger eingestellt.

[0069] Ferner wird gemäß der vorliegenden Erfindung die bevorzugte Filmbildungsbedingung gemäß der vorliegenden Erfindung auf den Partialdruck oder Gesamtdruck des reaktiven Gases während der Filmbildung auf den Bereich von 0,5 Pa bis 6 Pa eingestellt. Hierbei wird der Ausdruck "Partialdruck oder Gesamtdruck" des reaktiven Gases verwendet. In der vorliegenden Erfindung wird das Gas, das Elemente enthält, die für die Zusammensetzung des Films notwendig sind, wie etwa Stickstoffgas oder Methangas "reaktives Gas" genannt, und seltene Gase, wie etwa Argon, werden "Hilfsgas" genannt, und diese Gase werden zusammen "filmbildendes Gas" genannt. Wenn kein Hilfsgas verwendet wird und nur das reaktive Gas als das Filmbildungsgas verwendet wird, ist es effektiv, den Gesamtdruck des reaktiven Gases zu steuern. Wenn sowohl das reaktive Gas als auch das Hilfsgas verwendet wird, ist es effektiv, den Partialdruck des reaktiven Gases zu steuern. Wenn der Partialdruck oder der Gesamtdruck des reaktiven Gases niedriger als 0,5 Pa ist, und, wenn das Target einer Lichtbogenverdampfung unterzogen wird, werden große Mengen von Makroteilchen (geschmolzene Teilchen auf dem Target) an die Filmoberfläche angeheftet, dies führt zu höherer Oberflächenrauigkeit des Films. Dies ist nicht erwünscht, da abhängig von der Anwendung Nachteile entstehen können. Wenn andererseits der Partialdruck oder der Gesamtdruck des reaktiven Gases 6 Pa übersteigt, kollidiert das reaktive Gas mit verdampften Teilchen der Komponenten des Targets. Dies führt zur Dispersion der verdampften Teilchen und zur Abnahme der Filmbildungsrate, und dies ist nicht erwünscht. Die untere Grenze des Partialdrucks oder Gesamtdrucks des reaktiven Gases wird vorzugsweise auf 1 Pa eingestellt, und die obere Grenze wird vorzugsweise auf 5 Pa eingestellt. Weiter bevorzugt wird die untere Grenze auf 1,5 Pa eingestellt, und die obere Grenze wird auf 4 Pa eingestellt.

[0070] In der vorliegenden Erfindung ist das AIP-Verfahren als das Filmbildungsverfahren dargestellt worden. Es besteht keine besondere Beschränkung auf das AIP-Verfahren soweit wie die Umwandlung des filmbildenden Gases zusammen mit Metallelementen in Plasma gefördert werden kann. Z. B. kann der Film durch das Impulssputterverfahren oder das Stickstoffionenstrahlhilfsabscheidungsverfahren gebildet werden.

[0071] Es ist effektiv, den Hartfilm der vorliegenden Erfindung durch Verdampfen oder Ionisieren des Targets, wie zuvor beschrieben, und durch Verwendung eines Dampfphasenbeschichtungsverfahrens, wie etwa ein Ionenplattierungsverfahren, um den Film auf das zu verarbeitende Material zu bilden oder durch das Sputterverfahren, etc. herzustellen.

len. Wenn das Target ungünstige Eigenschaften besitzt, kann eine stabile Entladungsbedingung während der Filmbildung nicht beibehalten werden, und es entstehen Probleme, wie etwa eine ungleichförmige Zusammensetzung des erhaltenen Films. Um den Hartfilm der vorliegenden Erfindung, welcher eine hohe Verschleißwiderstandsfähigkeit zeigt, zu bilden, sind in dieser Hinsicht Studien bezüglich der Eigenschaften des verwendeten Targets durchgeführt worden. Folglich wurden die folgenden Ergebnisse erhalten.

[0072] Zunächst ist festgestellt worden, dass durch Einstellen der relativen Dichte des Targets auf 95% oder mehr eine Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren stabil wird und der Hartfilm der vorliegenden Erfindung effizient erhalten werden kann. D. h., wenn die relative Dichte des Targets weniger als 95% beträgt, werden Mikrohohlräume, die eine Legierungskomponente enthalten, in spärlicher Verteilung in dem Target erzeugt. Wenn ein derartiges Target zur Bildung des Films verwendet wird, werden die Legierungskomponenten nicht gleichförmig verdampft und diese führt zu einer breiteren Variation der Zusammensetzung auf dem erhaltenen Film oder zu nicht gleichförmiger Filmdicke. Zudem werden Hohlräume lokal und schnell während der Bildung des Films abgetragen. Dies führt zu einer höheren Verschleißrate und kürzeren Lebensdauer des Targets. Wenn viele Hohlräume vorhanden sind, tritt der Verschleiß lokal und schnell auf. Dies bedeutet, dass das Target extensiv verschlechtert wird und gebrochen werden kann.

[0073] Sogar wenn die relative Dichte des Targets 95% oder mehr beträgt, wird die Entladungsbedingung instabil, wenn die Hohlräume in dem Target groß sind, und der Film wird nicht zufriedenstellend gebildet, und dies ist nicht erwünscht. Wenn Hohlräume von 0,5 mm oder mehr im Radius in dem Target bestehen, werden Legierungskomponenten des Targets verdampft oder ionisiert. Folglich wird die Lichtbogenentladung unterbrochen, und der Film kann nicht gebildet werden. Nach gründlicher Untersuchung dieses Punktes haben die Erfinder herausgefunden, dass, wenn der Radius des Hohlraums 0,3 mm oder mehr beträgt, die Entladungsbedingung instabil wird, sogar wenn die Entladung nicht unterbrochen wird. Daher ist es für den Zweck des Beibehaltens einer stabilen Entladungsbedingung und zur zufriedenstellenden und effizienten Bildung des Films bevorzugt, den Radius eines Hohlraums in dem Target auf weniger als 0,3 mm, und weiter bevorzugt auf 0,2 mm oder weniger einzustellen.

[0074] In dem Dampfphasenbeschichtungsverfahren, wie etwa dem AIP-Verfahren, wird die Zusammensetzung des gebildeten Films durch die Zusammensetzung des verwendeten Targets ermittelt. Daher ist es bevorzugt, dass die Zusammensetzung des Targets die gleiche ist, wie die Zusammensetzung des herzustellenden Films. Wenn im einzelnen der erste Hartfilm mit der durch $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)_g$ gegebenen Zusammensetzung als der Hartfilm der vorliegenden Erfindung, der hohen Verschleißwiderstand zeigt, gebildet wird, ist es bevorzugt ein Target zu verwenden, welches $(Al_y, [Cr_{1-\beta}V_\beta]_z)$ umfasst und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$\begin{aligned} 0,5 &\leq y \leq 0,8 \\ 0,2 &\leq z \leq 0,5 \\ y + z &= 1 \\ 0,05 &\leq \beta \leq 0,95 \end{aligned}$$

(worin y und z jeweils das Atomverhältnis von A und Cr + V darstellen und β das Atomverhältnis von V bezeichnet).

[0075] Auch wenn der zweite Hartfilm mit der Zusammensetzung von $(M_\alpha, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)_g$ gebildet wird, ist es bevorzugt, ein Target zu verwenden, welches $(M_x, Al_y, [Cr_{1-\beta}V_\beta]_z)$ umfasst, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist, und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$\begin{aligned} 0,02 &\leq x \leq 0,3 \\ 0,5 &\leq c \leq 0,8 \\ 0,05 &\leq z \\ x + y + z &= 1 \\ 0 &\leq \beta \leq 1 \end{aligned}$$

(worin x, y und z jeweils das Atomverhältnis von M, Al, Cr + V darstellen, und β das Atomverhältnis von V darstellt). Um den Hartfilm zu bilden, bei dem M = Ti in dem bevorzugten Aspekt der vorliegenden Erfindung ist, ist es bevorzugt, ein Target zu verwenden, bei dem M = Ti ist.

[0076] Für den bevorzugten Hartfilm der vorliegenden Erfindung, bei dem $\alpha = 1$, d. h. der Hartfilm mit dem Wert des Atomverhältnisses $(b + c)$ von Al + V 0,7 oder mehr beträgt, ist der Wert von b in dem Bereich von 0,5 bis 0,8, und der Wert von c beträgt mehr als 0,05, und es ist bevorzugt, ein Target zu verwenden, bei dem der Wert von z $0,5 < y \leq 0,8$, $0,05 < z$, $0,7 \leq y + z$, und $\beta = 1$ beträgt, abhängig von der Zusammensetzung des herzustellenden Hartfilms.

[0077] Sogar wenn die Zusammensetzung des Targets, wie vorstehend beschrieben, erfüllt werden kann, wenn keine breite Variation in der Verteilung der Zusammensetzung in dem Target besteht, ist die Verteilung der Zusammensetzung des erhaltenen Hartfilms gleichförmig, und der Verschleißwiderstand des Films kann wahlweise unterschiedlich sein. Wenn zudem eine breite Variation in der Verteilung der Zusammensetzung des Targets besteht, kann eine lokale Differenz in der elektrischen Leitfähigkeit, Schmelzpunkt etc. in dem Target auftreten. Dies macht die Entladungsbedingung instabil und führt zum Versagen beim Erreichen einer ausreichenden Filmbildung. Daher ist in dem Target der vorliegenden Erfindung die Variation in der Zusammensetzungsverteilung vorzugsweise innerhalb 0,5 Atom-%.

[0078] Ferner werden Verunreinigungen (Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer und Magnesium) unvermeidlicherweise in dem Target auf Grund der bei der Herstellung verwendeten Rohmaterialien des Targets oder auf Grund der Atmosphäre während der Herstellung des Targets vermischt. Der Gehalt dieser Verunreinigungen übt einen Einfluss auf die Bedingungen, wie etwa die Entladungsbedingung während der Filmbildung aus. Die Erfinder haben auch einen derartigen Einfluss untersucht.

[0079] Wenn Sauerstoff, Wasserstoff und Chlor in dem Target in einer großen Menge enthalten sind, werden diese Gase folglich plötzlich von dem Target während der Filmbildung erzeugt. Dies führt zu einer instabilen Entladungsbedingung oder im schlimmsten Fall kann das Target selbst beschädigt werden, und der Film kann nicht zufriedenstellend

gebildet werden. In dieser Hinsicht ist es bevorzugt, die Menge an Sauerstoff in dem Target auf 0,3 Masse-% oder weniger, die Menge an Wasserstoff auf 0,05 Masse-% oder weniger, und die Menge an Chlor auf 0,2 Masse-% oder weniger einzustellen. Weiter bevorzugt wird die Menge an Sauerstoff auf 0,2 Masse-%, Wasserstoff auf 0,02 Masse-% oder weniger und Chlor auf 0,015 Masse-% oder weniger eingestellt.

[0080] Kupfer oder Magnesium besitzt einen höheren Dampfdruck als M, Al, Cr und V, das in dem Target der vorliegenden Erfindung enthalten ist, und werden leichter verdampft. Wenn Kupfer oder Magnesium in großer Menge enthalten ist, werden diese während der Herstellung des Targets verdampft, und Hohlräume werden in dem Target erzeugt. Eine derartige Fehlerbedingung kann eine instabile Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren verursachen. Daher ist der Gehalt an Kupfer in dem Target vorzugsweise auf 0,05 Masse-% oder weniger, oder weiter bevorzugt auf 0,02 Masse-% begrenzt. Der Gehalt an Magnesium ist vorzugsweise auf 0,03 Masse-% oder weniger, oder weiter bevorzugt auf 0,02 Masse-% oder weniger begrenzt.

[0081] Als ein Verfahren zum Vermindern des Gehalts der Verunreinigungen auf den in der vorliegenden Erfindung definierten Bereich, gibt es Verfahren, wie etwa das Vakuumerschmelzen des Rohmaterialpulvers, oder das Vermengen und Vermischen des Rohmaterialpulvers unter Reinatmosphäre.

[0082] Im übrigen spezifiziert die vorliegende Erfindung das Verfahren zum Herstellen des Targets nicht. Jedoch kann das effektive Verfahren zur Herstellung des Targets der vorliegenden Erfindung wie folgt sein: z. B. werden das Volumenverhältnis, die Teilchengröße etc. adequat in dem Pulver des Elements M des Rohmaterials, Cr-Pulvers, V-Pulvers oder Al-Pulvers eingestellt, und diese werden gleichförmig unter Verwendung eines Mischgeräts vom V-Typ vermischt, um ein gemischtes Pulver zu erhalten. Dann wird das Pulver durch kaltes isostatisches Pressen (CIP-Verarbeiten) oder heisses isostatisches Pressen (HIP-Verarbeiten) gepresst. Zusätzlich zu diesen Verfahren kann das heisse Extrusionsverfahren oder Ultradruckheißpressverfahren zur Herstellung des Targets der vorliegenden Erfindung verwendet werden.

[0083] Wenn das gemischte Pulver wie vorstehend beschrieben hergestellt wird, kann das Target wie vorstehend beschrieben durch Heißpressen (HIP) hergestellt werden. Wenn dieses Verfahren verwendet wird, ist das Element V, das in der vorliegenden Erfindung verwendet wird, ein Metall mit hohem Schmelzpunkt, und es besteht ein Problem darin, dass das Target mit hoher relativer Dichte schwierig zu erhalten ist. Zudem gibt es zusätzlich zu dem Verfahren zur Herstellung des Targets, in dem das gemischte Pulver wie vorstehend beschrieben verwendet wird, die folgenden Verfahren: Ein Verfahren, um das Pulver zu verwenden das im Vorhinein in eine Legierung umgewandelt wird, und um CIP-Verarbeitung, HIP-Verarbeitung durchzuführen, oder ein Verfahren, um das Target durch Schmelzen und Koagulieren zu erhalten. Jedoch besitzt das Verfahren um CIP-Verarbeitung oder HIP-Verarbeitung durchzuführen, indem das Legierungspulver verwendet wird, einen Vorteil darin, dass ein Target mit gleichförmiger Zusammensetzung erhalten werden kann, aber das Legierungspulver eine schlechte Sinterfähigkeit aufweist, und dies schwierig ist, um das Target mit hoher Dichte zu erhalten. Das Verfahren zum Schmelzen und Koagulieren des Legierungspulvers ist darin vorteilhaft, dass ein Target mit relativ gleichförmiger Zusammensetzung erhalten werden kann. Jedoch gibt es Probleme, wie etwa die Möglichkeit der Rissbildung oder Schrumpfung einer Cavität während dem Koagulieren, und es ist schwierig, das Target der vorliegenden Erfindung zu erhalten.

Beispiele

[0084] Im folgenden wird eine detaillierte Beschreibung der vorliegenden Erfindung anhand von Beispielen gegeben werden, während die vorliegende Erfindung nicht auf die nachstehend angegebenen Beispiele begrenzt ist, und Änderungen und Modifikationen gemacht werden können, ohne den Umfang der vorliegenden Erfindung zu begrenzen und diese Merkmale alle in den technischen Umfang der Erfindung eingeschlossen sind.

Beispiel 1

[0085] Auf einer Kathode eines AIP-Geräts, wie in Fig. 1 gezeigt, wurde ein Legierungstarget, das [Al, Cr, V] oder [M (eines oder mehrere aus Ti, Nb, W, Ta, Mo), Al, Cr, V] angeordnet. Ferner wurden eine zementierte Carbidspitze und ein zementierter Carbidbohrer (10 mm im Durchmesser; mit 2 Kanten) auf einer Halterung als die zu verarbeitenden Materialien angeordnet, und der Raum innerhalb der Kammer wurde evakuiert. Dann wird die Temperatur des zu verarbeitenden Objekts auf 500°C durch ein Heizgerät in der Kammer aufgeheizt. Das Stickstoffgas wurde eingeführt, um den Druck in der Kammer auf 2,66 Pa einzustellen. Dann wurde mit der Lichtbogenentladung begonnen, und ein Film mit 3 µm Dicke wurde auf der Oberfläche des Substrats (zu verarbeitendes Objekt) gebildet. Während dem Filmbildungsverfahren, wurde eine Biasspannung von 100 V bis 150 V auf das Substrat (zu verarbeitendes Objekt) angelegt, sodass das Substrat ein negatives Potential im Hinblick auf das Erdpotential annimmt.

[0086] Nach der Vervollständigung der Filmbildung, wurden die Metallzusammensetzungen im Film, die Kristallstruktur des Films, und die Vickers-Härte ermittelt. Die Zusammensetzung der Metallelemente in dem Film wurde durch EPMA ermittelt. Es wurde festgestellt, dass der Gehalt an Sauerstoff 1 Atom-% oder weniger betrug, und der Gehalt an Kohlenstoff 2 Atom-% oder weniger betrug. Das Zusammensetzungsverhältnis der Metallelemente ([Al, Cr, V] oder [H (wenigstens 1 Element, ausgewählt aus Ti, Nb, W, Ta und Mo), Al, Cr, V]), zu den nichtmetallischen Elementen (C, N) beträgt fast 1 : 1. Die Kristallstruktur des Films wurde durch Röntgenstrahldiffraktion identifiziert. Der Wert des Ausdrucks (4), der nachstehend angegeben wird, wurde durch Messen der Peakintensität von jeder Kristallebene unter Verwendung der Cu Kα-Linie auf dem Röntgenstrahldiffraktionsgerät bestimmt. Ferner wurde zur Bewertung der Verschleißwiderstands ein Lindbohrer mit dem auf diesem gebildeten Hartfilm verwendet. Es wurde ein Schneidetest unter den nachstehend angegebenen Bedingungen durchgeführt, und die abgetragene Breite (d. h. die Breite des abgetragenen Teils) in der Mitte der Kante wurde ermittelt.

Schneidebedingungen

zu schneidendes Objekt: JIS-SKD61 (HRC50)

Schneidegeschwindigkeit: 200 m/min

5 Zuführungsgeschwindigkeit: 0,06 mm/Kante

Schneidetiefe in axialer Richtung: 5 mm

Schneidetiefe in radialer Richtung: 1 mm

Schneidelänge: 30 m

Anderes: Hinunterschneiden, Trockenschneiden, und Luftblasen alleine.

10 **[0087]** Die Zusammensetzung des erhaltenen Films, die Kristallstruktur, die Vickers-Härte, und die abgetragene Breite, die in dem Ausdruck (4) und im Schneidetest gemessen wurden, sind in den Tabellen 1 bis 3 zusammengefasst.

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 1

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)						Kristall- Struktur*	Wert des Aus- drucks (4)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (μm)
	Ti	Al	Cr	V	C	N				
1	0,4	0,6	0	0	0	1	B	1	2800	45,8
2	1	0	0	0	0	1	B	1	2400	98,9
3	1	0	0	0	0,5	0,5	B	1	2700	54,9
4	0	0,4	0,3	0,3	0	1	B	1	2600	66,3
5	0	0,55	0,2	0,25	0	1	B	1	3020	31,4
6	0	0,65	0,2	0,15	0	1	B	1	3050	29,8
7	0	0,76	0,1	0,15	0	1	B	1	3100	27,5
8	0	0,85	0,07	0,08	0	1	B+H	0,2	2500	80,7
9	0	0,65	0,01	0,34	0	1	B	1	2870	40,5
10	0	0,65	0,34	0,01	0	1	B	1	2850	41,9

* B stellt die Steinsalzstruktur dar und H stellt die ZnS-Struktur dar.

Tabelle 2

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)										Kristall Struk- tur*	Wert des Aus- drucks (4)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (µm)
	M*1					V	Cr	Al	C	N				
11	0,2		Ta			0,15	0,25	0,4	0	1	B	1	2600	66,3
12	0,3		Ti,W			0,15	0,15	0,4	0	1	B	1	2550	73,1
13	0,5		Ti,Nb			0,05	0,05	0,4	0	1	B	1	2400	98,9
14	0,25		Nb,Mo			0,025	0,025	0,6	0	1	B	1	2700	54,9
15	0,08		Ta,Mo			0,04	0,03	0,85	0	1	B+H	0,5	2450	89,2
16	0,1		Ti,Nb			0,2	0,15	0,55	0	1	B	1	2950	35,3
17	0,2		Ti,Ta,Nb			0,15	0,1	0,55	0	1	B	1	2900	38,4
18	0,25		Nb,Ta			0,03	0,05	0,67	0	1	B	1	2950	35,3
19	0,14		Ti,Mo			0,12	0,11	0,63	0	1	B	1	3000	32,4
20	0,07		Nb,Mo			0,11	0,12	0,7	0	1	B	1	3005	32,2
21	0,1		Ti,Ta			0,07	0,07	0,76	0	1	B+H	0,9	3050	29,8
22	0,1		Ti,Nb			0,1	0,1	0,7	0	1	B	1	3100	27,5
23	0,28		Ti,Nb			0,07	0	0,65	0	1	B	1	3000	32,4
24	0,28		Ti,Ta			0	0,07	0,65	0	1	B	1	3050	29,8
25	0,15		Nb			0	0,2	0,65	0	1	B	1	3150	27,5

*1... Wenn viele Elemente zugegeben werden, wird das Atomverhältnis von jedem Element durch Gleichverteilung der Zugabemengen von M-Elementen bestimmt.

*2... B stellt die Steinsalzstruktur dar und H stellt die ZnS-Struktur dar.

Tabelle 3

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)						Kristall Struk- tur*	Wert des Aus- drucks (4)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (μm)
	Ti	Al	Cr	V	C	N				
26	0,2	0,4	0,25	0,15	0	1	B	1	2600	66,3
27	0,3	0,4	0,15	0,15	0	1	B	1	2550	73,1
28	0,5	0,4	0,05	0,05	0	1	B	1	2400	98,9
29	0,35	0,6	0,025	0,025	0	1	B	1	2700	54,9
30	0,08	0,85	0,03	0,04	0	1	B+H	0,5	2450	89,2
31	0,1	0,55	0,15	0,2	0	1	B	1	3000	32,4
32	0,2	0,55	0,1	0,15	0	1	B	1	2950	35,3
33	0,25	0,67	0,05	0,03	0	1	B	1	3000	32,4
34	0,14	0,63	0,11	0,12	0	1	B	1	3050	29,8
35	0,07	0,7	0,12	0,11	0	1	B	1	3055	29,6
36	0,1	0,76	0,07	0,07	0	1	B+H	0,9	3100	27,5
37	0,1	0,7	0,1	0,1	0	1	B	1	3150	25,4
38	0,38	0,55	0,005	0,065	0	1	B	1	2750	50,1
39	0,38	0,55	0,065	0,005	0	1	B	1	2780	47,4

* B stellt die Steinsalzstruktur dar und H stellt die ZnS-Struktur dar.

[0088] Aus Tabellen 1 bis 3 ist ersichtlich, dass in den Proben Nr. 5 bis 7, 16 bis 25 und 31 bis 37 hohe Vickers-Härte erreicht werden konnte, und der Verschleiß in dem Schneidetest zudem auf weniger als 40 μm begrenzt wurde. Im Ge-

gensatz dazu war in den Experimenten Nr. 1 bis 3, in welchen ein (Ti, Al)N-Film, TiN-Film und TiCN-Filme als herkömmliche Beispiele gebildet wurden, und in den Experimenten Nr. 4, 8 bis 15, 26 bis 30, 38 und 39, welche die gleichen Verbindungselemente wie der Hartfilm der vorliegenden Erfindung besaßen, aber bei denen die Zusammensetzung außerhalb des in der vorliegenden Erfindung definierten Bereichs lag, die Härte so gering wie HV 2900 oder geringer und die abgetragene Breite betrug 40 µm oder mehr bei dem Schneidetest.

[0089] Fig. 7 bis 9 stellen jeweils ein Diagramm der Zusammensetzung von Metallelementen in dem (Al, Cr, V)N-Film, (M, Al, Cr, V)N-Film und (Ti, Al, Cr, V)N-Film, die den Bereich der vorliegenden Erfindung und Beispiele der Experimente Nr. 4 bis 39 zeigen. In Fig. 7 bis 9 zeigen die durch Grenzlinien der Markierungen ● und □ eingeschlossenen Bereiche jeweils den Bereich der vorliegenden Erfindung an, und die durch die Grenzlinien der Markierungen □ und ○ eingeschlossenen Bereiche jeweils den Bereich der bevorzugten Aspekte der vorliegenden Erfindung an. Ferner werden die durch die Grenzlinien von ○ und ⊙ eingeschlossenen Bereiche jeweils die Bereiche der weiter bevorzugten Aspekte der vorliegenden Erfindung angeben. Wie in diesen Figuren und in Tabellen 1 bis 3 gezeigt, geben die Experimente Nr. 5 bis 7, 16 bis 25 und 31 bis 37 in dem Bereich der vorliegenden Erfindung, die durch die Markierungen ⊙, ○ und □ in Fig. 7 bis 9 angegeben werden, jeweils den Film mit höherer Härte an, verglichen mit den Experimenten Nr. 4, 8, 11 bis 15 und 26 bis 30, welche die in der vorliegenden Erfindung definierten Zusammensetzungen nicht erfüllen, und die durch die Markierung ● in Fig. 7 bis 9 gezeigt werden. Insbesondere die Experimente Nr. 6, 7, 19 bis 22, 25 und 34 bis 37, die innerhalb des Bereich der bevorzugten Zusammensetzungen liegen, wie durch die Markierung ⊙ und ○ Fig. 7 bis 9 angegeben, stellten die Ergebnisse mit höherer Härte und höherem Verschleißwiderstand bereit.

Beispiel 2

[0090] Auf einer Kathode eines AIP-Geräts, wie in Fig. 1 gezeigt, wurde ein Legierungstarget, das Ti, V und Al umfasste, befestigt. Ferner wurden eine zementierte Carbidspitze und ein zementierter Carbidendbohrer (10 mm Durchmesser; 4 Kanten) auf der Halterung als zu verarbeitende Objekte befestigt, und der Raum innerhalb der Kammer wurde evakuiert. Dann wurde durch ein Heizgerät in der Kammer die Temperatur der zu verarbeitenden Objekte auf 500°C aufgeheizt. Stickstoffgas wurde eingeführt und der Druck der Kammer wurde auf 2,66 Pa eingestellt. Es wurde eine Lichtbogenentladung gestartet und ein Film mit 3 µm Dicke wurde auf der Oberfläche jedes der zu verarbeitenden Objekte gebildet. Während dem Filmbildungsverfahren wurde eine Biasspannung von 100 V auf das Substrat (zu verarbeitendes Objekt) angelegt, sodass das Substrat im Hinblick auf das Erdpotential ein negatives Potential annahm.

[0091] Nach der Vervollständigung der Filmbildung wurden die Metallzusammensetzung im Film, die Kristallstruktur und die Vickers-Härte des Film bestimmt. Die Zusammensetzungen aus Ti, V und Al in dem Film wurden durch EPMA ermittelt. Die Verunreinigungselemente, die sich von den Metallelementen (Ti, V, Al) in dem Film unterschieden, und Stickstoff wurden bestimmt. Der Sauerstoffgehalt betrug 1 Atom-% oder weniger, und der Kohlenstoffgehalt betrug 2 Atom-% oder weniger. Das Zusammensetzungsverhältnis der Metallelemente (Ti, V, Al) zu den Nichtmetallelementen (C, N) ist fast 1 : 1. Die Kristallstruktur des Films wurde durch Röntgenstrahldiffraktion identifiziert. Der Wert des Ausdrucks (4) wurde durch Messen der Peakintensität von jeder Ebene unter Verwendung der α -Linie von Kupfer durch ein zuvor beschriebenes Röntgendiffraktionsgerät gemessen. Ferner wurde, zur Bewertung des Verschleißwiderstands, ein Schneidetest unter den nachstehend angegebenen Bedingungen unter Verwendung des Endbohrers mit dem darauf gebildeten Hartfilm durchgeführt und die abgetragene Breite bei der Mitte der Kante wurde ermittelt.

Schneidebedingungen

Werkstück: JIS-SKD61 (HRC50)

Schneidegeschwindigkeit: 190 m/min

Zuführungsgeschwindigkeit: 0,05 mm/Kante

Schneidetiefe in axialer Richtung: 5 mm

Schneidetiefe in radialer Richtung: 1 mm

Schneidelänge: 30 m

Anderes: Hinunterschneiden, Trockenschneiden, und Luftblasen alleine.

[0092] Zusammensetzung, Kristallstruktur, Vickers-Härte des gebildeten Films, und der Wert der abgetragenen Breite, die durch den Ausdruck (4) und den Schneidetests ermittelt wurden, sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Tabelle 4

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)					Kristall Struk- tur*	Wert des Aus- drucks (4)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (μm)
	Ti	Al	V	C	N				
1	0,25	0,55	0,2	0	1	B	1	3100	27,5
2	0,15	0,55	0,3	0	1	B	1	3200	23,5
3	0,05	0,55	0,4	0	1	B	1	3150	25,4
4	0,25	0,65	0,1	0	1	B	1	3250	21,7
5	0,15	0,65	0,2	0	1	B	1	3300	20,1
6	0,1	0,65	0,25	0	1	B	1	3350	18,7
7	0,15	0,7	0,15	0	1	B	1	3500	15,0
8	0,1	0,7	0,2	0	1	B	1	3450	16,1
9	0,11	0,74	0,15	0	1	B	1	3400	17,3
10	0,15	0,78	0,07	0	1	B+H	0,85	3100	27,5
11	0,07	0,78	0,15	0	1	B+H	0,9	3150	25,4
12	0,4	0,4	0,2	0	1	B	1	2800	45,8
13	0,25	0,45	0,3	0	1	B	1	2850	41,9
14	0,15	0,45	0,4	0	1	B	1	2870	40,5
15	0,05	0,45	0,5	0	1	B	1	2800	38,4
16	0,35	0,55	0,1	0	1	B	1	2860	41,2
17	0,23	0,74	0,03	0	1	B+H	0,65	2600	66,3
18	0,1	0,85	0,05	0	1	H	0	2650	60,3
19	0,05	0,85	0,1	0	1	H	0	2550	73,1
20	0	0,6	0,4	0	1	B	1	2800	38,4
21	0	0,5	0,5	0	1	B	1	2850	35,3
22	0,5	0,5	0	0	1	B	1	2500	80,7
23	0,4	0,6	0	0	1	B	1	2800	45,8

* B stellt die Steinsalzstruktur dar und H die ZnS-Struktur

[0093] Aus Tabelle 4 ist ersichtlich, dass die Experimente Nr. 1 bis 11 den Bereich der Zusammensetzungen der vorliegenden Erfindung erfüllen, und eine hohe Filmhärte kann beibehalten werden. Die Ergebnisse des Schneidtests, die weniger Verschleiß mit abgetragener Breite zeigten, betrugen weniger als 30 μm . Im Gegensatz hierzu, erfüllten die Experimente Nr. 12 bis 23 nicht die Zusammensetzungen von Ti, Al und V, die in der vorliegenden Erfindung definiert wurden. Die Härte betrug HV 2900 oder weniger in jedem dieser Experimente. Die Ergebnisse des Schneidtests enthielten einen schlechten Verschleißwiderstand mit der abgetragenen Breite von 30 μm oder mehr.

[0094] Fig. 10 ist ein Diagramm der Zusammensetzungen der Metallkomponenten Ti, Al und V in dem (Ti, Al, V)-N-Film, der den Bereich der vorliegenden Erfindung und Experimente Nr. 1 bis 23 zeigt. In Fig. 10 gehen die Bereiche, die durch die Grenzlinien der Markierungen ● und □ angegeben werden, jeweils den in der vorliegenden Erfindung definierten Bereich an. Die Bereiche, die durch die Grenzlinien der Markierungen □ und ○ angegeben werden, geben jeweils den Bereich der bevorzugten Aspekte der vorliegenden Erfindung an. In Fig. 10 zeigten die Experimente Nr. 1 bis 11, die innerhalb des Bereichs der vorliegenden Erfindung liegen, die durch die Markierungen ○ und □ angegeben werden, die höhere Filmhärte verglichen mit den Experimenten Nr. 12 bis 23, welche die in der vorliegenden Erfindung definierten Zusammensetzungen nicht erfüllen, die durch die Markierung ● in Fig. 10 angegeben werden. Insbesondere die Experimente Nr. 5 bis 9 in dem Bereich der bevorzugten Zusammensetzungen, die durch die Markierung ○ in Fig. 10 angegeben werden, stellten die Ergebnisse mit sehr hoher Härte und hohem Verschleißwiderstand bereit.

Beispiel 3

[0095] Als nächstes wurde ein Legierungstarget, das [Al, Cr, V] oder [M (eines oder mehrere aus Ti, Nb, W, Ta und Mo), Al, Cr, V] umfasste, an eine Kathode eines AIP-Geräts, das in Fig. 1 gezeigt wird, befestigt. Ferner wurden eine zementierte Carbidspitze und ein zementierter Carbidendbohrer (10 mm im Durchmesser; 2 Kanten) auf der Halterung als zu verarbeitende Objekte befestigt und der Raum innerhalb der Kammer wurde evakuiert. Die Temperatur der zu verarbeitenden Objekte wurde auf 500°C durch ein Heizgerät in der Kammer aufgeheizt. Ein gemischtes Gas aus Stickstoff und Methan wurde eingeführt, und der Druck innerhalb der Kammer wurde auf 2,66 Pa eingestellt. Eine Lichtbogenentladung wurde gestartet, und ein Film von 3 µm Dicke wurde auf der Oberfläche von jedem der Substrate (zu verarbeitende Objekte) gebildet. Während dem Filmbildungsverfahren wurde eine Biasspannung von 100 bis 150 V auf den Substraten angelegt, sodass die Substrate ein negatives Potential im Hinblick auf das Erdpotential annahmen. Die Zusammensetzung der Metallelemente in dem gebildeten Film wurde durch EPMA bestimmt. Die Verunreinigungselemente, die sich von den Metallelementen in dem Film, Stickstoff und Kohlenstoff unterschieden, wurden ermittelt. Der Gehalt an Sauerstoff betrug 1 Atom-% oder weniger. Das Zusammensetzungsverhältnis von Metallelementen zu Nichtmetallelementen betrug fast 1 : 1. Der Verschleißwiderstand wurde durch den Schneidetest, der auf die gleiche Weise wie in Beispiel 1 durchgeführt wurde, bewertet.

Tabelle 5

Exp. Nr.	Filmszusammensetzung (Atomverhältnis)						Kristall- Struktur*	Wert des Aus- drucks (4)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (μm)
	M*1		Al	Cr	V	C				
1	-	-	0,75	0,15	0,1	0,1	0,9	1	3100	27,5
2	-	-	0,75	0,15	0,1	0,3	0,7	1	3020	31,4
3	-	-	0,75	0,15	0,1	0,4	0,6	1	3010	31,9
4	-	-	0,75	0,15	0,1	0,6	0,4	1	2750	50,1
5	0,1	Ti, Nb	0,7	0,1	0,1	0,1	0,9	1	3150	25,4
6	0,1	Ti, Nb	0,7	0,1	0,1	0,3	0,7	1	3040	30,3
7	0,1	Ti, Nb	0,7	0,1	0,1	0,4	0,6	1	2950	35,3
8	0,1	Ti, Nb	0,7	0,1	0,1	0,6	0,4	1	2760	50,1
9	0,1	Ti	0,7	0,1	0,1	0,1	0,9	1	3100	27,5
10	0,1	Ti	0,7	0,1	0,1	0,3	0,7	1	3050	29,8
11	0,1	Ti	0,7	0,1	0,1	0,4	0,6	1	2950	35,3
12	0,1	Ti	0,7	0,1	0,1	0,6	0,4	1	2700	54,9

*1... Wenn viele Elemente zugegeben werden, wird das Atomverhältnis von jedem Element durch Gleichverteilung der Zugabemengen von M-Elementen bestimmt

*2... B stellt die Steinsalzstruktur dar und H stellt die ZnS-Struktur dar.

[0096] Aus Fig. 5 ist ersichtlich, dass der Endbohrer von jedem der Experimente Nr. 1 bis 3, 5 bis 7 und 9 bis 11 mit dem darauf beschichteten Film, der die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllte, stellte die besseren Ergeb-

nisse, verglichen den Endbohrern der Experimente Nr. 4, 8 und 12 bereit, welche ein Zusammensetzungsverhältnis aus C in N in dem Film außerhalb des durch die vorliegende Erfindung definierten Bereichs zeigte. Die Ergebnisse des Schneidetests enthüllten, dass die abgetragene Breite geringer war und die Verschleißfestigkeit gut war.

Beispiel 4

[0097] Eine Targetlegierung die Ti, V und Al umfasste, wurde auf eine Kathode eines AIP-Geräts, das in Fig. 1 gezeigt wird, befestigt. Ferner wurden eine zementierte Carbidspitze und ein zementierter Carbidendbohrer (10 mm Durchmesser; 4 Kanten) auf die Halterungen als zu verarbeitende Objekte befestigt, und der Raum innerhalb der Kammer wurde evakuiert. Dann wurde die Temperatur der zu verarbeitenden Objekte auf 500°C durch ein Heizgerät in der Kammer aufgeheizt. Das gemischte Gas aus Stickstoff und Methan wurde eingeführt, und der Druck in der Kammer wurde auf 2,66 Pa eingestellt. Eine Lichtbogenentladung wurde begonnen, und ein Film aus (Ti, Al, V)(CN) mit 3 µm Dicke wurde auf der Oberfläche von jedem der zu verarbeitenden Objekte gebildet. Während dem Filmbildungsverfahren wurde eine Biasspannung von 100 V auf die Substrate (zu verarbeitende Objekte) angelegt, sodass die Substrate ein negatives Potential im Hinblick auf das Erdpotential annahmen. Die Zusammensetzungen von Ti, V und Al in dem gebildeten Film wurden durch EPMA bestimmt. Die Verunreinigungselemente, die sich von den Metallelementen (Ti, V, Al) in dem Film unterschieden und Stickstoff und Kohlenstoff wurden bestimmt. Der Gehalt an Sauerstoff betrug 1 Atom-% oder weniger. Das Zusammensetzungsverhältnis von Metallelementen zu Nichtmetallelementen beträgt fast 1 : 1. Der Verschleißwiderstand wurde durch den Schneidetest auf die gleiche Weise wie in Beispiel 2 bewertet.

Tabelle 6

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)					Kristall Struktur*	Wert des Ausdrucks (4)	Härte (HV)	abgetragene Breite (µm)
	Ti	Al	V	C	N				
1	0,11	0,74	0,15	0,1	0,9	B	1	3450	16,1
2	0,11	0,74	0,15	0,3	0,7	B	1	3400	17,3
3	0,11	0,74	0,15	0,4	0,6	B	1	3300	20,1
4	0,11	0,74	0,15	0,6	0,4	B	1	2800	32,4

* B stellt die Steinsalzstruktur dar

[0098] Aus Tabelle 6 ist ersichtlich, dass die Endbohrer in den Experimenten Nr. 1 bis 3 mit dem darauf gebildeten Film, der die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllte, bessere Ergebnisse beim Schneidetest verglichen mit dem Endbohrer von Nr. 4 zeigten, welcher außerhalb des durch die vorliegende Erfindung in den Verhältnissen von C und N in (TiAlV)(CN)-Film lagen, zeigten. D. h., die Endbohrer von Nr. 1 bis 3 zeigten eine geringere abgetragene Breite und einen höheren Verschleißwiderstand.

Beispiel 5

[0099] Ein TiAlVN-Film mit der Zusammensetzung (Ti: 0,15 Atomverhältnis; V: 0,15 Atomverhältnis und Al: 0,7 Atomverhältnis) und mit unterschiedlicher Kristallorientierung wurde verwendet. Die auf das Substrat angelegte Biasspannung wurde in dem Bereich von 50 V bis 200 V variiert, die Filmbildungstemperatur (Temperatur des zu verarbeitenden Objekts) wurde in dem Bereich von 300°C bis 700°C variiert, und der Filmbildungsdruck wurde in dem Bereich von 1 Pa bis 5,2 Pa variiert. Durch das gleiche Verfahren wie im Beispiel 1 wurde der Film auf einem zementierten Carbidendbohrer (10 mm Durchmesser; 4 Kanten) gebildet. In diesem Fall wurde eine wie in Fig. 3 gezeigte Verdampfungsquelle verwendet. Nach der Filmbildung wurden die Kristallstruktur, Kristallorientierung, Vickers-Härte und die abgetragene Breite in dem Schneidetest bestimmt. Die Kristallorientierung und Kristallstruktur des gebildeten Films wurden durch Röntgenstrahldiffraktion bestimmt. Der Verschleißwiderstand des Endbohrers nach Filmbildung wurde durch den Schneidetest, der in dem gleichen Verfahren wie in Beispiel 2 durchgeführt wurde, bewertet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7 zusammengefasst.

Tabelle 7

Exp. Nr.	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)					Kristall Struk- tur*	I(111)/ I(220)	I(200)/ I(220)	I(200)/ I(111)	Härte (HV)	abge- tragene Breite (μm)
	Ti	Al	V	C	N						
1	0,11	0,74	0,15	0	1	B	2	13	6,50	3500	15,0
2	0,11	0,74	0,15	0	1	B	3	4,5	1,50	3400	17,3
3	0,11	0,74	0,15	0	1	B	2	2,4	1,20	3300	20,1
4	0,11	0,74	0,15	0	1	B	1	0,8	0,80	3100	27,5
5	0,11	0,74	0,15	0	1	B	3	1	0,33	3050	29,8
6	0,11	0,74	0,15	0	1	B	0,6	0,1	0,17	2800	38,4

* B stellt die Steinsalzstruktur dar

[0100] Aus Tabelle 7 ist ersichtlich, dass die Experimentproben Nr. 1 bis 5 mit der bevorzugten Kristallorientierung, wie in der vorliegenden Erfindung definiert, eine geringere abgetragene Breite und einen höheren Verschleißwiderstand verglichen mit der Experimentprobe Nr. 6 zeigten. Dies zeigt, dass ein Hartfilm mit besserem Verschleißwiderstand hergestellt werden kann, indem die Kristallorientierung gesteuert wird, um die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung zu erfüllen.

Beispiel 6

[0101] Der Film, der die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllte, wie in dem Film 1 und Film 2 in Tabellen 8 bis 10 gezeigt, genauso wie die laminierten Filme von verschiedenen Arten von Metallnitrid, Metallearbid, Metallearbid-Nitrid oder Metallfilm wurden auf einen zementierten Carbidendbohrer (10 mm im Durchmesser; 2 Kanten) gebildet.

DE 102 33 222 A 1

Um die Filme zu laminieren, wurden auf dem zementierten Carbidendbohrer Filme alternierend mit einer in Tabellen 8 bis 10 gezeigten Dicke in der Reihenfolge des Films 1 in Tabellen 8 bis 10 und des Films 2 in Tabellen 7 bis 9 laminiert. Die Zahl der laminierten Schichten, die in Tabellen 8 bis 10 gezeigt wird, ist die Zahl der wiederholten Laminierungen, wenn [Film 1 + Film 2] als eine Einheit definiert wird. Der Verschleißwiderstand des Films wurde durch den Schneidetest, der auf die gleiche Weise wie in Beispiel 1 durchgeführt wurde, bewertet. Diese Ergebnisse werden in Tabellen 8 bis 10 zusammengefasst.

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 8

Exp. Nr.	Film 1*	Dicke von Film 1 (μm)	Film 2*	Dicke von Film 2 (μm)	Zahl der Schichten	abgetragene Breite (μm)
1	Ti($\text{Co}_5\text{N}_{0,5}$)	0,05	AlCrVN	0,05	30	31
2	TiC	0,5	AlCrVN	2,5	1	32
3	Ti _{0,5} Al _{0,6} N	0,5	AlCrVN	2,5	1	32
4	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,05	AlCrVN	0,05	30	34
5	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,005	AlCrVN	0,005	300	33
6	TiN	0,5	AlCrVN	2,5	1	34
7	TiN	0,05	AlCrVN	0,05	30	35
8	TiN	0,005	AlCrVN	0,005	300	34
9	Ti _{0,5} Al _{0,5}	0,01	AlCrVN	3	1	35
10	Ti	0,1	AlCrVN	3	1	34
11	Cr	1	AlCrVN	2	1	37
12	AlCrVN	1,5	Al _{0,75} Cr _{0,13} V _{0,12} N	1,5	1	37
13	AlCrVN	0,05	Al _{0,77} Cr _{0,11} V _{0,12} N	0,05	30	34
14	AlCrVN	0,005	Al _{0,77} Cr _{0,11} V _{0,12} N	0,005	300	33

*... AlCrVN(Al:Cr:V = 0,75:0,15:0,1)

Tabelle 9

Exp. Nr.	Film 1*	Dicke von Film 1 (µm)	Film 2*	Dicke von Film 2 (µm)	Zahl der Schichten	abgetragene Breite (µm)
15	Ti (Co _{0,5} NO _{0,5})	0,05	TiTaAlCrVN	0,05	30	30
16	TiC	0,5	TiTaAlCrVN	2,5	1	32
17	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,5	TiTaAlCrVN	2,5	1	31
18	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,05	TiTaAlCrVN	0,05	30	33
19	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,005	TiTaAlCrVN	0,005	300	32
20	TiN	0,5	TiTaAlCrVN	2,5	1	33
21	TiN	0,05	TiTaAlCrVN	0,05	30	34
22	TiN	0,005	TiTaAlCrVN	0,005	300	33
23	Ti _{0,5} Al _{0,5}	0,01	TiTaAlCrVN	3	1	34
24	Ti	0,1	TiTaAlCrVN	3	1	33
25	Cr	1	TiTaAlCrVN	2	1	36
26	TiTaAlCrVN	1,5	Ti _{0,00} Ta _{0,07} Al _{0,17} Cr _{0,08} V _{0,12} N	1,5	1	36
27	TiTaAlCrVN	0,05	Ti _{0,04} Ta _{0,06} Al _{0,73} Cr _{0,07} V _{0,11} N	0,05	30	33
28	TiTaAlCrVN	0,005	Ti _{0,04} Ta _{0,06} Al _{0,73} Cr _{0,07} V _{0,11} N	0,005	300	32

*.... TiTaAlCrVN(Ti:Ta:Al:Cr:V = 0,05:0,05:0,7:0,1:0,1)

Tabelle 10

Exp. Nr.	Film 1*	Dicke von Film 1 (µm)	Film 2*	Dicke von Film 2 (µm)	Zahl der Schichten	abgetragene Breite (µm)
29	Ti(Co ₅ N _{0,5})	0,05	TiAlCrVN	0,05	30	29
30	TiC	0,5	TiAlCrVN	2,5	1	31
31	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,5	TiAlCrVN	2,5	1	30
32	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,05	TiAlCrVN	0,05	30	32
33	Ti _{0,5} Al _{0,5} N	0,005	TiAlCrVN	0,005	300	31
34	TiN	0,5	TiAlCrVN	2,5	1	32
35	TiN	0,05	TiAlCrVN	0,05	30	33
36	TiN	0,005	TiAlCrVN	0,005	300	32
37	Ti _{0,5} Al _{0,5}	0,01	TiAlCrVN	3	1	33
38	Ti	0,1	TiAlCrVN	3	1	32
39	Cr	1	TiAlCrVN	2	1	35
40	TiAlCrVN	1,5	Ti _{0,1} Al _{0,7} Cr _{0,08} V _{0,12} N	1,5	1	35
41	TiAlCrVN	0,05	Ti _{0,1} Al _{0,73} Cr _{0,07} V _{0,1} N	0,05	30	32
42	TiAlCrVN	0,005	Ti _{0,1} Al _{0,73} Cr _{0,07} V _{0,1} N	0,005	300	31

*...TiAlCrVN(Ti:Al:Cr:V = 0,1:0,7:0,1:0,1)

[0102] Aus Experimenten Nr. 1 bis 42 in Tabellen 8 bis 10 ist ersichtlich, dass ein guter Verschleißwiderstand mit der abgetragenen Breite in dem Schneidetest bereitgestellt werden kann, der weniger als 40 µm beträgt, wenn der Film, der

die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllt beschichtet wird, sogar wenn zwei oder mehr Schichten der Hartfilme für die Schneidewerkzeuge verwendet werden.

Beispiel 7

5 [0103] Ein TiAlVN-Film mit der Zusammensetzung (Ti: 0,15 Atomverhältnis; V: 0,15 Atomverhältnis; Al: 0,7 Atomverhältnis) und laminierte Filme, die verschiedene Arten von Metallnitrid, Metallcarbid, Metallcarbid-Nitrid und Metallfilm umfassten, wie in Tabelle 11 gezeigt, wurden auf einen zementierten Carbidendbohrer (10 mm im Durchmesser; 4 Kanten) gebildet. Die Filme wurden alternierend mit einer Dicke, die in Tabelle 11 gezeigt wird, auf den zementierten Carbidendbohrer in der Reihenfolge des Films 1 in Tabelle 11 und des Films 2 in Tabelle 1 laminiert. Die Zahl der laminierten Schichten, die in Tabelle 11 gezeigt wird, ist die Zahl der wiederholten Laminierungen, wenn [Film 1 + Film 2] als eine Einheit definiert wird. Der Verschleißwiderstand des Films wurde durch den Schneidetest, der auf die gleiche Weise wie in Beispiel 2 durchgeführt wurde, bewertet. Die Ergebnisse werden in Tabelle 11 gezeigt.

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 11

Exp. Nr.	Film 1*	Dicke von Film 1 (μm)	Film 2*	Dicke von Film 2 (μm)	Zahl der Schichten	abgetragene Breite (μm)
1	Ti($\text{Co}_0,5\text{Ni}_0,5$)	0,05	TiAlVN	0,05	30	26
2	TiC	0,5	TiAlVN	2,5	1	25
3	Ti $_{0,5}$ Al $_{0,5}$ N	0,5	TiAlVN	2,5	1	25
4	Ti $_{0,5}$ Al $_{0,5}$ N	0,05	TiAlVN	0,05	30	27
5	Ti $_{0,5}$ Al $_{0,5}$ N	0,005	TiAlVN	0,005	300	26
6	TiN	0,5	TiAlVN	2,5	1	26
7	TiN	0,05	TiAlVN	0,05	30	28
8	TiN	0,005	TiAlVN	0,005	300	26
9	Ti $_{0,5}$ Al $_{0,5}$	0,01	TiAlVN	3	1	27
10	Ti	0,1	TiAlVN	3	1	25
11	Cr	1	TiAlVN	2	1	27,5
12	TiAlVN	1,5	Ti $_{0,08}$ Al $_{0,74}$ V $_{0,16}$ N	1,5	1	25
13	TiAlVN	0,05	Ti $_{0,1}$ Al $_{0,75}$ V $_{0,15}$ N	0,05	30	26
14	TiAlVN	0,005	Ti $_{0,1}$ Al $_{0,75}$ V $_{0,15}$ N	0,005	300	25

*...TiAlVN(Ti:Al:V = 0,15:0,7:0,15)

[0104] Aus Experimenten Nr. 1 bis 14 in Tabelle 11 ist ersichtlich, dass ein guter Verschleißwiderstand mit der abgetragenen Breite von weniger als 30 μm in dem Schneidetest bereitgestellt werden kann, wenn der Film, der die Erforder-

nisse der vorliegenden Erfindung erfüllen, beschichtet wurde, sogar wenn zwei oder mehr Schichten des Hartfilms für Schneidewerkzeuge verwendet wurden.

Beispiel 8

[0105] Ein Nitridfilm mit der Zusammensetzung (Al: 0,75 Atomverhältnis; Cr: 0,15 Atomverhältnis; V: 0,1 Atomverhältnis) oder ein Nitridfilm zu der Zusammensetzung (Ti: 0,05 Atomverhältnis; Ta: 0,05 Atomverhältnis; Al: 0,7 Atomverhältnis; Cr: 0,1 Atomverhältnis; V: 0,1 Atomverhältnis) oder ein Nitridfilm mit der Zusammensetzung (Ti: 0,1 Atomverhältnis; Al: 0,7 Atomverhältnis; Cr: 0,1 Atomverhältnis; V: 0,1 Atomverhältnis) wurden auf einer zementierten Carbidspitze oder auf einem zementierten Carbidendbohrer (10 mm im Durchmesser; 2 Kanten) gebildet. Die auf das Substrat angelegte Biasspannung wurde in dem Bereich von 30 V bis 400 V variiert, die Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Objekt) wurde in dem Bereich von 300°C bis 1000°C variiert, und der Druck des Stickstoffgases wurde in dem Bereich von 0,3 Pa bis 7 Pa variiert. Die Vickers-Härte des Films wurde ermittelt, und der Schneidetest wurde auf die gleiche Weise wie in Beispiel 1 durchgeführt, und der Verschleißwiderstand wurde bewertet. Diese Ergebnisse und die experimentellen Bedingungen werden in Tabelle 12 für den (Al, Cr, V)N-Film, in Tabelle 13 für den (Ti, Ta, Al, Cr, V)N-Film und in Tabelle 14 für den (Ti, Al, Cr, V)N-Film gezeigt.

Tabelle 12

Exp. Nr. *1	Bias-spannung (V)	Substrat-temperatur (°C)	Druck des reaktiven Gases (Pa)	Kristall-struktur *2	Härte (HV)	abgetragene Breite (µm)
1	30	500	2,66	H+B	2700	54,9
2	100	500	2,66	B	2900	29,4
3	150	500	2,66	B	3100	27,5
4	200	500	2,66	B	3100	27,5
5	400	500	2,66	keine Filmbild.	-	-
6	100	250	2,66	Film schälte sich ab	-	-
7	100	450	2,66	B	3200	23,5
8	100	550	2,66	B	3150	25,4
9	100	650	2,66	B+H	3100	27,5
10	100	750	2,66	B+H	3050	29,8
11	100	1000	2,66	B+H	2850	41,9
12	150	600	0,3	B	2850	60,3
13	150	600	1,33	B	2950	35,3
14	150	600	5,2	B	2900	38,4
15	150	600	7	B	2900	exzessiv dünner Film

*1 Filme von Nr. 1 bis 15 sind (Al, Cr, V)N-Filme

*2 B stellt die Steinsalzstruktur dar und H die ZnS-Struktur.

Tabelle 13

Exp. Nr.*1	Bias- spannung (V)	Substrat- temperatur (°C)	Druck des reaktiven Gases (Pa)	Kristall- struktur *2	Härte (HV)	abgetra- gene Breite (µm)
16	30	500	2,66	H+B	2750	50,1
17	100	500	2,66	B	2950	35,3
18	100	500	2,66	B	3100	27,5
19	200	500	2,66	B	3100	27,5
20	400	500	2,66	keine Filmbild.	-	-
21	100	250	2,66	Film schälte sich ab	-	-
22	100	450	2,66	B	3100	27,5
23	100	550	2,66	B	3100	27,5
24	100	650	2,66	B+H	3050	29,8
25	100	750	2,66	B+H	3000	32,4
26	100	1000	2,66	B+H	2800	45,8
27	150	600	0,3	B	2600	66,3
28	150	600	1,33	B	3000	32,4
29	150	600	5,2	B	2960	34,7
30	150	600	7	B	2900	exzessiv dünner Film

*1 Filme von Nr. 16 bis 30 sind (Ti, Ta, Al, Cr, V)N-Filme

*2 B stellt die Steinsalzstruktur dar und H die ZnS-
Struktur.

Tabelle 14

Exp. Nr. *1	Bias- spannung (V)	Substrat- temperatur (°C)	Druck des reaktiven Gases (Pa)	Kristall- struktur *2	Härte (HV)	abgetra- gene Breite (µm)
31	30	500	2,66	H+B	2800	66,3
32	100	500	2,66	B	3100	27,5
33	150	500	2,66	B	3100	27,5
34	200	500	2,66	B	3050	29,8
35	400	500	2,66	keine Filmbild.	-	-
36	100	250	2,66	Film schälte sich ab	-	-
37	100	450	2,66	B	3200	23,5
38	100	550	2,66	B	3100	27,5
39	100	650	2,66	B+H	3050	29,8
40	100	750	2,66	B+H	3000	32,4
41	100	1000	2,66	B+H	2800	45,8
42	150	600	0,3	B	2670	58,1
43	150	600	1,33	B	3100	27,5
44	50	600	5,2	B	3050	29,8
45	150	600	7	B	2950	exzessiv dünner Film

*1 Filme von Nr. 31 bis 45 sind (Ti, Al, Cr, V)N-Filme

*2 B stellt die Steinsalzstruktur dar und H die ZnS-Struktur.

[0106] Aus Tabellen 12 bis 14 ist ersichtlich, dass die Experimente Nr. 2 bis 4, 7 bis 10, 13, 14, 17 bis 19, 22 bis 25, 28, 29, 32 bis 34, 37 bis 40, 43 und 44, die die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllen, den Film mit höherer Härte und geringerer abgetragener Breite in dem Schneidetest verglichen mit Nr. 1, 5, 6, 11, 12, 15, 16, 20, 21, 26, 27, 30, 31, 35, 36, 41, 42 und 45 ausstatten. Dies zeigt, dass für den Zweck des Erreichens eines guten Verschleißwiderstands es bevorzugt ist, die Biasspannung auf das Substrat, die Substrattemperatur und den Druck des reaktiven Gases (Partialdruck oder Gesamtdruck) innerhalb der Bereiche, wie in der vorliegenden Erfindung definiert, einzustellen.

Beispiel 9

[0107] Ein TiAlVN-Film mit der Zusammensetzung (Ti: 0,15 Atomverhältnis; V: 0,15 Atomverhältnis; Al: 0,7 Atomverhältnis) wurde auf einer zementierten Carbidspitze und einem zementierten Carbidendbohrer (10 mm Durchmesser; 4 Kanten) unter der Bedingung, dass die Biasspannung, die auf das Substrat angelegt wurde, in dem Bereich von 30 V bis 400 V variiert wurde, die Temperatur des Substrats (zu verarbeitendes Objekt) in dem Bereich von 250°C bis 1000°C variiert wurde, und der Druck des Stickstoffgases in dem Bereich von 0,3 Pa bis 7 Pa variiert wurde, angelegt. Die Vickers-Härte des erhaltenen Films wurde ermittelt, und der Schneidetest wurde auf die gleiche Weise wie in Beispiel 2 durchgeführt, und der Verschleißwiderstand wurde bewertet. Ergebnisse werden in Tabelle 15 gezeigt.

Tabelle 15

Exp. Nr.	Biasspannung (V)	Substrattemperatur (°C)	Druck des reaktiven Gases (Pa)	Kristallstruktur *2	Härte (HV)	abgetragene Breite (µm)
1	30	500	2,66	H+B	2800	35,3
2	100	500	2,66	B	3500	15,0
3	150	500	2,66	B	3400	17,3
4	200	500	2,66	B	3300	20,1
5	400	500	2,66	keine Filmbild.	-	-
6	100	250	2,66	Film schälte sich ab	-	-
7	100	450	2,66	B	3400	17,3
8	100	550	2,66	B	3450	16,1
9	100	650	2,66	B+H	3350	18,7
10	100	850	2,66	B+H	3000	29,8
11	100	1000	2,66	B+H	2850	32,4
12	100	600	0,3	B	2750	50,1
13	100	600	1,33	B	3200	23,5
14	100	600	5,2	B	3300	20,1
15	100	600	7	B	3250	exzessiv dünner Film

* B stellt die Steinsalzstruktur dar und H die ZnS-Struktur.

[0108] Aus Tabelle 15 ist ersichtlich, dass die Experimente Nr. 2 bis 4, 7 bis 9, 13 und 14 den Film mit höherer Härte und geringerer abgetragener Breite in dem Schneidetest verglichen mit Experimenten Nr. 1, 5, 6, 10 bis 12 und 15 ausstellen. Dies zeigt, dass für den Zweck des Erhaltens eines Film mit hohem Verschleißwiderstand es bevorzugt ist, die Biasspannung auf das Substrat, die Substrattemperatur und den Druck des reaktiven Gases (Partialdruck oder Gesamtdruck) innerhalb der Bereiche, die in der vorliegenden Erfindung definiert sind, einzustellen.

Beispiel 10

[0109] Eine Untersuchung wurde bezüglich des Einflusses der relativen Dichte des Targets und des Gehalts an Verunreinigungen auf die Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren durchgeführt.

[0110] Ti-Pulver, Nb-Pulver, Cr-Pulver, V-Pulver oder Al-Pulver mit 100 mesh oder weniger wurden in einer gegebenen Menge gemischt. Es wurde eine HIP-Verarbeitung bei einer Temperatur von 500°C und unter einem Druck von 8×10^7 Pa durchgeführt, und die Targets mit in Tabellen 16 bis 18 gezeigten Zusammensetzungen wurden hergestellt. Die Zusammensetzungen der Targets wurden durch ICP-MS bestimmt. Um die Entladungseigenschaften der so erhaltenen Targets zu bestimmen, wurde jedes Target, das in 254 mm im äußeren Durchmesser und 5 mm in der Dicke gebildet wurde, auf ein Sputtergerät befestigt. Durch ein reaktives Impulssputterverfahren wurde ein Film mit 3 µm Dicke auf eine zementierte Carbidspitze gebildet. Die Filmbildung wurde unter Verwendung eines N₂-Gases als reaktivem Gas und mit einer Leistung von 500 W durchgeführt.

[0111] Die Zusammensetzung des erhaltenen Hartfilms wurde durch APS ermittelt. Der Verschleißwiderstand wurde durch den Schneidetest, der auf die gleiche Weise wie in Beispiel 1 durchgeführt wurde, in Übereinstimmung mit den folgenden Kriterien bewertet. Für die Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren wurde die Entladungsbedingung auf der Oberfläche visuell untersucht und die Entladungsspannung wurde beobachtet. Die Ergebnisse werden in Tabellen 16 bis 18 zusammengefasst.

[0112] Bewertungskriterien für den Schneidetest:

O: Verschleißmenge beträgt weniger als 40 µm

X: Verschleißmenge beträgt 40 µm oder mehr

[0113] Bewertungskriterien für die Entladungsbedingungen:

5	stabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder eine lokale Abweichung der Entladung wird nicht erkannt
	geringfügig instabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder lokale Abweichung der Entladung wird in geringem Ausmaß erkannt
	instabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder lokale Abweichung der Entladung wird in beträchtlichem Ausmaß erkannt
10	Entladungsstörung	die Entladung wird gestoppt

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 16

Exp. Nr.	Target- Zusammensetzung (Atomverhältnis)			Rel. Dichte	Anwesenheit/Größe von Defekten und Hohlräumen	Zustand der Entladung	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)			Verschleiß- widerstand
	Al	Cr	V				Al	Cr	V	
1	0,55	0,2	0,25	99,8	<0,3 mm	stabil	0,53	0,21	0,26	O
2	0,65	0,2	0,15	99,5	<0,3 mm	stabil	0,63	0,21	0,16	O
3	0,75	0,1	0,15	99	<0,3 mm	stabil	0,73	0,11	0,16	O
4	0,55	0,2	0,25	97	<0,3 mm	stabil	0,53	0,21	0,26	O
5	0,65	0,2	0,15	96	<0,3 mm	stabil	0,63	0,21	0,16	O
6	0,75	0,1	0,15	94	Hohlräume nicht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,73	0,11	0,16	X
7	0,55	0,2	0,25	93	Hohlräume nicht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,53	0,21	0,26	X
8	0,65	0,2	0,15	94	<0,3 mm	in- stabil	0,63	0,21	0,16	X
9	0,75	0,1	0,15	90	Hohlräume nicht kleiner als 3 mm	unter- brochen	0,73	0,11	0,16	nicht messbar

Tabelle 17

Exp. Nr.	Target-Zusammensetzung (Atomverhältnis)					rel. Dichte	Anwesenheit/Größe von Defekten und Hohlräumen	Zustand der Entladung	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)				Verschleißwiderstand
	M*	Al	Cr	V					M	Al	Cr	V	
10	0,1	Ti, Nb	0,55	0,15	0,2	99,8	< 0,3 mm	stabil	0,1	0,53	0,16	0,21	○
11	0,2	Ti, Ta, Nb	0,55	0,1	0,15	99,5	< 0,3 mm	stabil	0,2	0,53	0,11	0,16	○
12	0,25	Nb, Ta	0,67	0,05	0,03	99	< 0,3 mm	stabil	0,25	0,65	0,06	0,04	○
13	0,14	Ti, Mo	0,63	0,11	0,12	97	< 0,3 mm	stabil	0,14	0,61	0,12	0,13	○
14	0,07	Nb, Mo	0,7	0,12	0,11	96	< 0,3 mm	stabil	0,07	0,68	0,13	0,12	○
15	0,1	Ti, Ta	0,76	0,07	0,07	94	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,1	0,74	0,08	0,06	x
16	0,1	Ti, Nb	0,7	0,1	0,1	93	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,1	0,68	0,11	0,11	x
17	0,28	Ti, Nb	0,65	0	0,07	94	< 0,3 mm	in- stabil	0,28	0,63	0,01	0,08	x
18	0,28	Ti, Ta	0,65	0,07	0	90	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	unter- brochen	0,28	0,63	0,08	0,01	nicht messbar

* Wenn viele Elemente zugegeben werden, wird das Atomverhältnis von jedem Element durch Gleichverteilung von Zugabemengen von M-Elementen bestimmt.

Tabelle 18

Exp. Nr.	Target-Zusammensetzung (Atomverhältnis)				rel. Dichte	Anwesenheit/Größe von Defekten und Hohlräumen	Zustand der Entladung	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)				Verschleißwiderstand
	Ti	Al	Cr	V				Ti	Al	Cr	V	
19	0,1	0,55	0,15	0,2	99,8	< 0,3 mm	stabil	0,1	0,53	0,16	0,21	O
20	0,2	0,55	0,1	0,15	99,5	< 0,3 mm	stabil	0,2	0,53	0,11	0,16	O
21	0,25	0,67	0,05	0,03	99	< 0,3 mm	stabil	0,25	0,65	0,06	0,04	O
22	0,14	0,63	0,11	0,12	97	< 0,3 mm	stabil	0,14	0,61	0,12	0,13	O
23	0,07	0,7	0,12	0,11	96	< 0,3 mm	stabil	0,07	0,68	0,13	0,12	O
24	0,1	0,76	0,07	0,07	94	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,13	0,66	0,08	0,13	X
25	0,1	0,7	0,1	0,1	93	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in- stabil	0,13	0,6	0,11	0,16	X
26	0,25	0,67	0,05	0,03	94	< 0,3 mm	in- stabil	0,28	0,57	0,06	0,09	X
27	0,14	0,63	0,11	0,12	90	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	unter- brochen	0,17	0,53	0,12	0,18	nicht messbar

[0114] Aus Tabellen 16 bis 18 ist ersichtlich, dass Nr. 1 bis 5, 10 bis 14 und 19 bis 23 die in der vorliegenden Erfindung definierte relative Dichte erfüllen und die Entladungsbedingungen zufriedenstellend waren, und dass Targets und die Zusammensetzungen fast gleich waren und der Film erhalten wurde, welcher die gleichen Zusammensetzungen besaß, wie diejenigen der Targets und welcher einen guten Verschleißwiderstand zeigte. Im Gegensatz dazu erfüllten die Nr. 6

bis 9, 15 bis 18 und 24 bis 27 die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung nicht. Daher war die Entladungsbedingung instabil oder eine Entladung konnte nicht fortgesetzt werden. Folglich unterschieden sich die Zusammensetzungen der gebildeten Filme extensiv von denjenigen der Targets und es wurden Filme mit einem schlechten Verschleißwiderstand erhalten.

Beispiel 11

[0115] Es wurde eine Untersuchung bezüglich des Einflusses der relativen Dichte des Targets und des Gehalts an Verunreinigungen auf die Entladungsbedingung während des Filmbildungsverfahrens durchgeführt.

[0116] Es wurden ein Ti-Pulver, V-Pulver und Al-Pulver mit 100 mesh oder weniger in einem gegebenen Verhältnis vermischt, und es wurde eine HIP-Verarbeitung durchgeführt, und die Targets mit den in Tabelle 19 gezeigten Zusammensetzungen wurden unterhalb der Temperatur von 500°C hergestellt, und bei einem Druck 8×10^7 Pa hergestellt. Die Zusammensetzungen der Targets wurden durch ICP-MS ermittelt. Um die Entladungseigenschaften der so erhaltenen Targets zu ermitteln, wurde jedes Target, das mit einem äußeren Durchmesser von 254 mm und einer Dicke von 5 mm gebildet wurde, auf ein Sputtergerät befestigt. Durch ein reaktives Impulssputterverfahren wurde ein Film mit einer Dicke von 3 µm auf einer zementierten Carbidspitze gebildet. Dann wurde ein Filmbildungsverfahren unter Verwendung von N₂-Gas als reaktives Gas mit einer Leistung von 500 W durchgeführt.

[0117] Die Zusammensetzungen der so erhaltenen Hartfilme wurde durch XPS ermittelt. Der Verschleißwiderstand wurde durch den Schneidetest, die auf die gleiche Weise wie in Beispiel 2 durchgeführt wurde, bewertet und dieser wurde in Übereinstimmung mit den Bewertungskriterien, die nachstehend gegeben werden, bewertet. Für die Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren wurde die Entladungsbedingung auf der Oberfläche visuell untersucht und die Entladungsspannung wurde beobachtet. Die Ergebnisse werden in Tabelle 19 gezeigt.

[0118] Bewertungskriterien für den Schneidetest:

O: Verschleißmenge beträgt weniger als 30 µm

X: Verschleißmenge beträgt 30 µm oder mehr

[0119] Bewertungskriterien für die Entladungsbedingungen:

stabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder eine lokale Abweichung der Entladung wird nicht erkannt
geringfügig instabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder lokale Abweichung der Entladung wird in geringem Ausmaß erkannt
instabil	sofortige Zunahme der Entladungsspannung oder lokale Abweichung der Entladung wird in beträchtlichem Ausmaß erkannt
Entladungsstörung	die Entladung wird gestoppt

Tabelle 19

Exp. Nr.	Target-Zusammensetzung (Atomverhältnis)			rel. Dichte (%)	Anwesenheit/Größe von Defekten und Hohlräumen:	Zustand der Entladung	Filmzusammensetzung (Atomverhältnis)			Verschleißwiderstand
	Ti	Al	V				Ti	Al	V	
1	0,25	0,55	0,2	99,8	< 0,3 mm	stabil	0,26	0,53	0,21	O
2	0,15	0,55	0,3	99,5	< 0,3 mm	stabil	0,16	0,53	0,31	O
3	0,15	0,65	0,2	99	< 0,3 mm	stabil	0,16	0,63	0,21	O
4	0,1	0,65	0,25	97	< 0,3 mm	stabil	0,11	0,63	0,26	O
5	0,15	0,78	0,07	96	< 0,3 mm	stabil	0,16	0,76	0,08	O
6	0,1	0,55	0,2	94	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in-stabil	0,29	0,45	0,26	X
7	0,15	0,55	0,3	93	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	in-stabil	0,19	0,45	0,36	X
8	0,07	0,78	0,15	94	< 0,3 mm	in-stabil	0,11	0,68	0,21	X
9	0,15	0,7	0,15	90	Hohlräume icht kleiner als 3 mm	unterbrochen	0,19	0,6	0,21	nicht messbar

[0120] Aus Tabelle 19 ist ersichtlich, dass die Nr. 1 bis 5 die in der vorliegenden Erfindung definierte relative Dichte erfüllten und die Entladungsbedingung zufriedenstellend war, und dass Targets und die Zusammensetzungen fast die gleichen waren und die Filme gebildet wurden, welche die gleichen Zusammensetzungen wie diejenigen der Targets besaßen und welche einen guten Verschleißwiderstand hatten. Im Gegensatz dazu erfüllten die Nr. 6 bis 9 die Erfordernisse der

vorliegenden Erfindung nicht. Daher war die Entladungsbedingung instabil oder die Entladung konnte nicht fortgesetzt werden. Folglich wurden die Zusammensetzungen der gebildeten Filme, die sich extensiv von denjenigen der Targets unterschieden, und die Filme mit schlechtem Verschleißwiderstand erhalten.

5

Beispiel 12

[0121] Als nächstes wurde eine Bewertung in Bezug auf den Einfluss des Gehalts an Verunreinigungen (Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer und Magnesium) in dem Target bezüglich der Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren durchgeführt.

10 [0122] Die Targets mit den Zusammensetzungen, die in Tabelle 20 gezeigt werden, wurden auf die gleiche Weise wie in Beispiel 10 hergestellt. Die relative Dichte von jedem Target betrug 99% oder mehr. Es gab kein Zeichen, dass die Anwesenheit von einem Hohlraum von 0,3 mm oder mehr und kontinuierliche Defekte vermuten ließ. Unter Verwendung der so erhaltenen Targets wurde ein Film mit Stickstoff als das Filmbildungsgas auf einem ATP-Gerät, das in Beispiel 1 verwendet wurde, gebildet. Die Gehalte an Verunreinigungen in den Targets wurde durch ICP-MS ermittelt. Die Entla-

15 dungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren wurden durch das gleiche Verfahren wie in Beispiel 10 bewertet. Die Ergebnisse werden in Tabelle 20 zusammengefasst.

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 20

Exp. Nr.	Zusammensetzung (Masse-%)										Entladungs- charakteristik
	M*	Al	Cr	V	O	H	Cl	Cu	Mg		
1	12,69	Ti	39,30	20,66	26,98	0,28	0,02	0,03	0,03	0,01	stabil
2	25,56	Ti	39,60	13,88	20,39	0,31	0,03	0,17	0,04	0,02	gerinfügig instabil
3	36,95	Ti	52,75	7,59	4,46	0,07	0,01	0,14	0,01	0,02	stabil
4	18,79	Ti	47,64	16,03	17,13	0,22	0,05	0,08	0,03	0,03	stabil
5	9,82	Ti	55,30	18,27	16,41	0,10	0,03	0,04	0,03	0,01	stabil
6	14,67	Ti	62,78	11,14	10,92	0,26	0,02	0,15	0,05	0,01	stabil
7	14,03	Ti	55,33	15,23	14,92	0,28	0,04	0,12	0,02	0,02	stabil
8	-	-	38,98	27,31	33,45	0,14	0,04	0,03	0,04	0,01	stabil
9	-	-	49,06	29,09	21,37	0,23	0,01	0,19	0,03	0,02	stabil
10	-	-	60,87	15,64	22,99	0,23	0,02	0,13	0,01	0,01	gerinfügig instabil.
11	17,53	Ti,Nb	36,94	19,42	25,36	0,52	0,03	0,14	0,04	0,02	gerinfügig instabil
12	33,59	Ti,Nb	35,40	12,41	18,23	0,16	0,07	0,10	0,03	0,01	gerinfügig instabil
13	43,97	Ti,Nb	45,16	6,49	3,82	0,24	0,01	0,28	0,01	0,02	gerinfügig instabil
14	25,36	Ti,Nb	43,73	14,72	15,73	0,30	0,03	0,06	0,07	0,01	gerinfügig instabil
15	13,75	Ti,Nb	52,71	17,41	15,64	0,28	0,02	0,13	0,02	0,04	gerinfügig instabil
16	29,16	Ti,Ta	52,26	9,28	9,09	0,10	0,04	0,08	0,03	0,02	stabil

Exp. Nr.	Zusammensetzung (Masse-%)										Entladungs- charakteristik
	M*		Al	Cr	V	O	H	Cl	Cu	Mg	
17	28,03	Ti, Ta	46,27	12,74	12,48	0,25	0,01	0,17	0,04	0,01	stabil
18	59,71	Ti, Ta	32,68	0,00	6,65	0,66	0,03	0,18	0,03	0,06	gerinfügig instabil
19	59,80	Ti, Ta	32,73	6,79	0,00	0,27	0,04	0,22	0,08	0,07	gerinfügig instabil

*... Wenn viele Elemente zugegeben werden, wird das Atomverhältnis von jedem Element durch Gleichverteilung von Zugabemengen von M-Elementen bestimmt.

[0123] Aus Tabelle 20 ist ersichtlich, dass der Gehalt an Verunreinigungen aus Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer und Magnesium in Nr. 1, 3 bis 9, 16 und 17 die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllen und die Entladungs-

bedingungen zufriedenstellend waren. Im Gegensatz dazu waren in den Experimenten Nr. 2, 10 und 11 die folgenden Gehalte an Verunreinigungen außerhalb des in der vorliegenden Erfindung als bevorzugt definierten Bereichs: Sauerstoffgehalt in Nr. 2, 10 und 11, Wasserstoffgehalt in Nr. 12, Chlorgehalt in Nr. 13, Kupfergehalt in Nr. 14, Magnesiumgehalt in Nr. 15, Sauerstoff- und Magnesiumgehalt in Nr. 18 und Chlor-, Kupfer- und Magnesiumgehalt in Nr. 19. Diese Ergebnisse lassen vermuten, dass zum Zweck des Erhaltens von guten Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren und zum Erhalten des harten verschleißwiderstandsfähigen Films der vorliegenden Erfindung, welcher eine gute und effiziente Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren zeigt, es bevorzugt ist, die Gehalte an Verunreinigungen (Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer, Magnesium) in den Targets innerhalb des Bereichs, wie in der vorliegenden Erfindung definiert, einzustellen.

Beispiel 13

[0124] Als nächstes wurde eine Bewertung in Bezug auf den Einfluss des Gehalts an Verunreinigungen (Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer und Magnesium) in dem Target auf die Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren durchgeführt.

[0125] Die Targets mit den Zusammensetzungen, die in Tabelle 21 gezeigt werden, wurden durch das gleiche Verfahren wie in Beispiel 11 hergestellt. Die relative Dichte von jedem der erhaltenen Targets betrug 99% oder mehr. Es gab keine Anzeichen für die Anwesenheit von Hohlräumen mit 0,3 mm oder mehr und kontinuierlichen Defekten. Unter Verwendung des so erhaltenen Targets, wurde ein Film mit Stickstoff als das filmbildende Gas auf einem AIP-Gerät, das in dem Beispiel 1 verwendet wurde, gebildet. Der Gehalt an Verunreinigungen in dem Target wurde durch ICP-MS ermittelt. Die Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren wurden auf die gleiche Weise wie in Beispiel 11 bewertet. Die Ergebnisse werden in Tabelle 21 zusammengefasst.

Tabelle 21

Exp. Nr.	Target-Zusammensetzung (Masse-%)								Entladungs-charakteristik
	Ti	Al	V	O	H	Cl	Cu	Mg	
1	32,24	39,95	27,43	0,28	0,02	0,03	0,03	0,01	stabil
2	19,15	39,55	40,73	0,31	0,03	0,17	0,04	0,02	
3	20,53	50,11	29,11	0,07	0,01	0,14	0,01	0,02	stabil
4	13,61	49,81	36,17	0,22	0,05	0,08	0,03	0,03	stabil
5	22,55	66,05	11,19	0,10	0,03	0,04	0,03	0,01	stabil
6	32,20	39,91	27,40	0,26	0,02	0,15	0,05	0,01	stabil
7	19,17	39,59	40,77	0,28	0,04	0,12	0,02	0,02	stabil
8	10,44	65,51	23,79	0,14	0,04	0,03	0,04	0,01	stabil
9	21,21	55,75	22,56	0,23	0,01	0,19	0,03	0,02	stabil
10	32,20	39,80	27,40	0,23	0,02	0,13	0,01	0,01	gerinfügig instabil
11	19,12	39,48	40,66	0,52	0,03	0,14	0,04	0,02	gerinfügig instabil
12	20,51	50,05	29,08	0,16	0,07	0,10	0,03	0,01	gerinfügig instabil
13	13,59	49,74	36,12	0,24	0,01	0,28	0,01	0,02	gerinfügig instabil
14	22,49	65,88	11,16	0,30	0,03	0,06	0,07	0,01	gerinfügig instabil
15	32,20	39,91	27,40	0,28	0,02	0,13	0,02	0,04	gerinfügig instabil
16	19,22	39,69	40,87	0,10	0,04	0,08	0,03	0,02	stabil

Exp. Nr.	Target-Zusammensetzung (Masse-%)								Entladungs-charakteristik
	Ti	Al	V	O	H	Cl	Cu	Mg	
17	10,42	65,37	23,74	0,25	0,01	0,17	0,04	0,01	stabil
18	21,11	55,48	22,45	0,66	0,03	0,18	0,03	0,06	gerinfügig instabil
19	19,13	39,51	40,69	0,27	0,04	0,22	0,08	0,07	gerinfügig instabil

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

[0126] Aus Tabelle 21 ist ersichtlich, dass der Gehalt an allen Verunreinigungen aus Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer und Magnesium in Nr. 1, 3 bis 9, 16 und 17 die Erfordernisse der vorliegenden Erfindung erfüllt die Entladungs-

bedingungen zufriedenstellend waren. Im Gegensatz dazu waren in den Experimenten Nr. 2, 10 und 11 die folgenden Gehalte an Verunreinigungen außerhalb des in der vorliegenden Erfindung als bevorzugt definierten Bereichs: Sauerstoffgehalt in Nr. 2, 10 und 11, Wasserstoffgehalt in Nr. 12, Chlorgehalt in Nr. 13, Kupfergehalt in Nr. 14, Magnesiumgehalt in Nr. 15, Sauerstoff- und Magnesiumgehalt in Nr. 18 und Chlor-, Kupfer- und Magnesiumgehalt in Nr. 19. Diese Ergebnisse lassen vermuten, dass zum Zweck des Erhaltens von guten Entladungsbedingungen während dem Filmbildungsverfahren und zum Erhalten des harten verschleißwiderstandsfähigen Films der vorliegenden Erfindung, welcher eine gute und effiziente Entladungsbedingung während dem Filmbildungsverfahren zeigt, es bevorzugt ist, die Gehalte an Verunreinigungen (Sauerstoff, Wasserstoff, Chlor, Kupfer, Magnesium) in den Targets innerhalb des Bereichs, wie in der vorliegenden Erfindung definiert, einzustellen.

[0127] Wie vorstehend beschrieben, ist es gemäß der vorliegenden Erfindung mit der vorstehenden Anordnung möglich, einen Hartfilm mit höherem Verschleißwiderstand als der Hartfilm für verschleißwiderstandsfähige Anwendungen, wie etwa Schneidewerkzeuge, die in der Vergangenheit bekannt waren, zu erhalten. Dies wird erreicht, indem wenigstens ein Element zugegeben wird, das aus Ti, N, W, Ta und Mo ausgewählt ist, als Cr, V oder M Elemente zu TiAlN zugegeben wird, das in der Vergangenheit verwendet wurde, und indem die Bedingungen dieser Komponenten, wie in der vorliegenden Erfindung definiert, gesteuert werden. Durch die Realisierung des Hartfilms, wie vorstehend angegeben, ist es möglich, Schneidewerkzeuge mit längerer Lebensdauer bereitzustellen, die für die Verwendung bei Hochgeschwindigkeitsschneidverfahren oder zum Schneiden von Stahl von hoher Härte, wie etwa gehärteter Stahl geeignet sind.

[0128] Die vorstehende Erfindung ist bezüglich der bevorzugten Ausführungsformen beschrieben worden. Jedoch werden Fachleute erkennen, dass viele Variationen von diesen Ausführungsformen existieren. Derartige Variationen sollen innerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung und der angefügten Ansprüche eingeschlossen sein.

[0129] Diese Anwendung basiert auf den Patentanmeldungen Nr. 2001-221773 und 2001-221772, die in Japan eingereicht wurden, deren Inhalt wird hiermit durch Bezugnahme eingeschlossen.

[0130] Es ist ein Hartfilm offenbart, der einen hohen Verschleißwiderstand zeigt, mit der Zusammensetzung $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)$, die die Bedingung $0,5 \leq b \leq 0,8$, $0,2 \leq c \leq 0,5$, $b + c = 1$, $0,05 \leq \alpha \leq 0,95$, $0,5 \leq d \leq 1$ (worin b und c jeweils Atomverhältnisse von Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt) erfüllen, oder mit der Zusammensetzung $(M_a, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)$ worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist und die Bedingungen $0,02 \leq a \leq 0,3$, $0,5 \leq b \leq 0,8$, $0,05 \leq c$, $a + b + c = 1$, $0,5 \leq d \leq 1$, $0 \leq \alpha \leq 1$, (worin a das Atomverhältnis von M darstellt) erfüllen. Jedoch ist der Fall, bei dem $M = Ti$ ist und der Wert $\alpha = 0$ ist, ausgeschlossen.

Patentansprüche

1. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, der aus $(Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)$ zusammengesetzt ist, und dessen Zusammensetzung der Komponenten die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,2 \leq c \leq 0,5$$

$$b + c = 1$$

$$0,05 \leq \alpha \leq 0,95$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

(worin b und c jeweils Atomverhältnisse von Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt. Das gleiche gilt auch nachstehend.)

2. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, der aus $(M_a, Al_b, [Cr_{1-\alpha}V_\alpha]_c)(C_{1-d}N_d)$ zusammengesetzt ist, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist und der die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,02 \leq a \leq 0,3$$

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,05 \leq c$$

$$a + b + c = 1$$

$$0,5 \leq d \leq 1$$

$$0 \leq \alpha \leq 1$$

(worin a, b und c jeweils das Atomverhältnis von M, Al und Cr + V darstellen, d das Atomverhältnis von N bezeichnet und α das Atomverhältnis von V darstellt. Das gleiche gilt nachstehend. Jedoch wird der Fall ausgelassen, bei dem $M = Ti$ und der Wert von $\alpha = 0$ ist.)

3. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß Anspruch 2, wobei $M = Ti$ ist.

4. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß Anspruch 3, wobei die Werte von b und c die folgenden Bedingungen erfüllen:

$$0,5 \leq b \leq 0,8$$

$$0,05 < c$$

$$0,7 \leq b + c$$

$$\text{und } \alpha = 1.$$

5. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß Anspruch 4, wobei der Wert von "b + c" 0,75 oder mehr beträgt und der Wert von "a" 0,25 oder weniger beträgt.

6. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei der Wert von "d" 1 beträgt.

7. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß einem der Ansprüche 1 bis 6, wobei die Kristallstruktur eine Steinsalzstruktur als Hauptstruktur besitzt.

8. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film gemäß einem der Ansprüche 1 bis 7, wobei, wenn die Diffraktionslinienintensitäten der (111)-Ebene, (200)-Ebene und (220)-Ebene der Steinsalzstruktur, die durch eine auf dem Θ -2 Θ -Verfahren basierenden Röntgenstrahldiffraktion bestimmt wurden, auf jeweils I(111), I(200) und I(220) eingestellt werden, diese Werte den Ausdruck (1) und/oder den Ausdruck (2) und den Ausdruck (3), wie nachstehend an-

gegeben, erfüllen.

$$I(220) \leq I(111) \quad (1)$$

$$I(220) \leq I(200) \quad (2)$$

$$I(200)/I(111) \geq 0,3 \quad (3)$$

9. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, der die Erfordernisse, die in einem der Ansprüche 1 bis 8 definiert sind, erfüllt und wobei von einander unterschiedliche Hartfilme in zwei Schichten oder mehr gebildet sind.

10. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, der eine Kristallstruktur aufweist, die hauptsächlich aus einer Steinsalzstruktur auf einer Oberfläche oder auf beiden Oberflächen des Hartfilms besteht, der in einem der Ansprüche 1 bis 9 beschrieben ist, und wobei wenigstens eine Schicht, die aus Metallnitridschicht, Metallocarbid- und Metallocarbid-Nitridschicht ausgewählt ist, Zusammensetzungen aufweist, die sich von derjenigen des Hartfilms unterscheiden, laminiert ist.

11. Harter verschleißwiderstandsfähiger Film, der eine oder mehrere laminierte Schichten aus Metallschichten oder Legierungsschichten auf einer Oberfläche oder auf beiden Oberflächen des Hartfilms umfasst, der in einem der Ansprüche 1 bis 10 beschrieben ist, wobei die Metallschicht oder Legierungsschicht wenigstens ein Element umfasst, das aus der 4A Gruppe, 5A Gruppe, 6A Gruppe, Al und Si ausgewählt ist.

12. Schneidewerkzeug, welches mit dem harten verschleißwiderstandsfähigen Film beschichtet ist, der in einem der Ansprüche 1 bis 11 definiert ist.

13. Verfahren zum Herstellen eines harten verschleißwiderstandsfähigen Films, wie er in einem der Ansprüche 1 bis 12 definiert wurde, wobei das Verfahren die Schritte des Verdampfens und Ionisierens des Metalls in einer filmbildenden Gasatmosphäre, und des Bildens eines Films, während die Umwandlung des filmbildenden Gases zusammen mit dem Metall in Plasma gefördert wird, umfasst.

14. Verfahren zum Herstellen eines harten verschleißwiderstandsfähigen Films gemäß Anspruch 13, wobei in einem Lichtbogenionenplattierungsverfahren zum Verdampfen und Ionisieren der das Target zusammensetzenden Metalle durch Lichtbogenentladung, wobei das Verfahren die Schritte des Bildens einer magnetischen Kraftfeldlinie, die fast parallel zu der Normalen der verdampfenden Oberfläche des Targets verläuft und die parallel oder geringfügig divergent zu der Normalen zu der verdampfenden Oberfläche des Targets verläuft, und des Förderns der Umwandlung des filmbildenden Gases nahe einem zu verarbeitenden Objekt durch die magnetische Kraftfeldlinie, umfasst.

15. Verfahren zum Herstellen eines harten verschleißwiderstandsfähigen Films gemäß Ansprüchen 13 oder 14, wobei das an das zu verarbeitende Objekt angelegte Potential auf den Bereich von -50 V bis -300 V im Hinblick auf das Erdpotential eingestellt wird.

16. Verfahren zum Herstellen eines harten verschleißwiderstandsfähigen Films gemäß einem der Ansprüche 13 bis 15, wobei die Temperatur des zu verarbeitenden Objekts während dem Filmbildungsverfahren auf den Bereich von 300°C bis 800°C eingestellt wird.

17. Verfahren zum Herstellen eines harten verschleißwiderstandsfähigen Films gemäß einem der Ansprüche 13 bis 16, wobei der Partialdruck oder Gesamtdruck des reaktiven Gases während dem Filmbildungsverfahren auf den Bereich von 0,5 Pa bis 6 Pa eingestellt wird.

18. Target zum Bilden eines harten Films, der Al, Cr und V, oder M (wobei M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist), Al, Cr und/oder V umfasst, und das eine relative Dichte von 95% oder mehr aufweist.

19. Target zum Bilden eines harten Films gemäß Anspruch 18, wobei das Target $(Al)_y, [Cr_{1-\beta}V_\beta]_z$ umfasst und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,5 \leq y \leq 0,8$$

$$0,2 \leq z \leq 0,5$$

$$y + z = 1$$

$$0,05 \leq \beta \leq 0,95$$

(worin y und z jeweils das Atomverhältnis von Al und Cr + V darstellen und β das Atomverhältnis von V bezeichnet. Das gleiche gilt nachstehend.)

20. Target zum Bilden eines harten Films gemäß Anspruch 18, wobei das Target $(M)_x, Al_y, [Cr_{1-\beta}V_\beta]_z$ umfasst, worin M wenigstens ein Element ist, das aus Ti, Nb, W, Ta und Mo ausgewählt ist, und die folgenden Bedingungen erfüllt:

$$0,02 \leq x \leq 0,3$$

$$0,5 \leq y \leq 0,8$$

$$0,05 \leq z$$

$$x + y + z = 1$$

$$0 \leq \beta \leq 1$$

(worin x, y und z jeweils das Atomverhältnis von M, Al und Cr + V darstellen, und β das Atomverhältnis von V bezeichnet. Das gleiche gilt nachstehend. Jedoch wird der Fall ausgelassen, bei dem M = Ti und der Wert von $\alpha = 0$ ist.)

21. Target zum Bilden eines harten Films gemäß Anspruch 20, wobei M = Ti ist.

22. Target zum Bilden eines harten Films gemäß Anspruch 21, wobei der Wert von y und z $0,5 \leq y \leq 0,8$, $0,05 \leq z$, $0,7 \leq y + z$ und $\beta = 1$ ist.

23. Target zum Bilden eines harten Films gemäß einem der Ansprüche 18 bis 22, wobei die Größe von jedem der Hohlräume, die in dem Target vorhanden sind, weniger als 0,3 mm im Radius beträgt.

DE 102 33 222 A 1

24. Target zum Bilden eines harten Films gemäß einem der Ansprüche 18 bis 23, wobei der Sauerstoffgehalt 0,3 Masse-% oder weniger, der Wasserstoffgehalt 0,05 Masse-% oder weniger beträgt und ferner der Chlorgehalt 0,2 Masse-% oder weniger beträgt.

25. Target zum Bilden eines harten Films gemäß einem der Ansprüche 18 bis 24, wobei der Cu-Gehalt 0,05 Masse-% oder weniger beträgt, und der Mg-Gehalt 0,03 Masse-% oder weniger beträgt.

Hierzu 8 Seite(n) Zeichnungen

FIG. 1

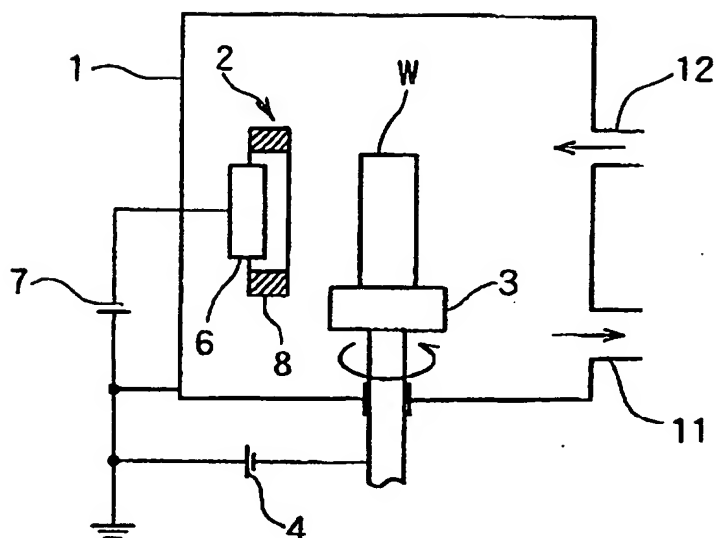


FIG. 2

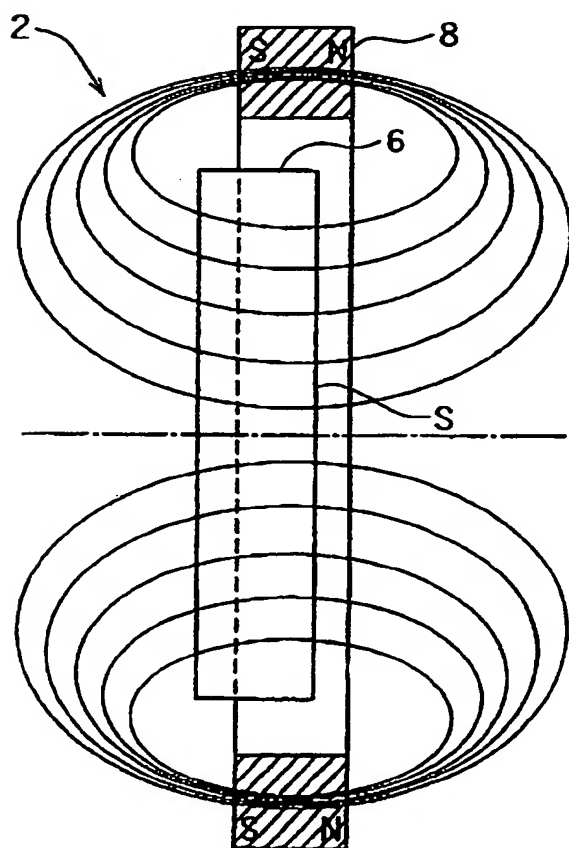


FIG. 3

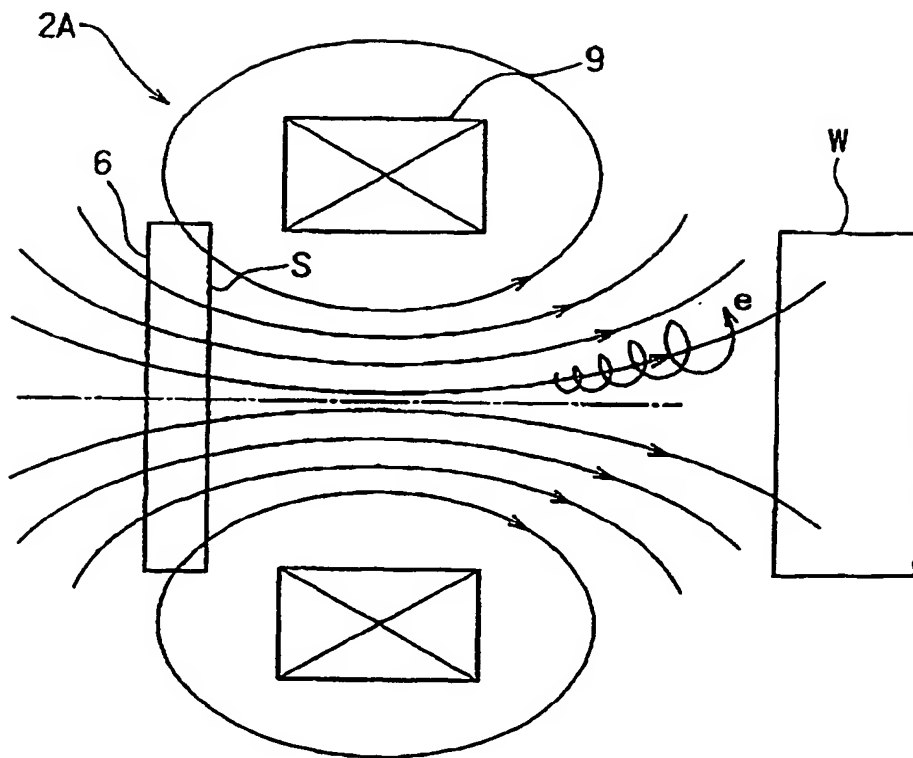


FIG. 4

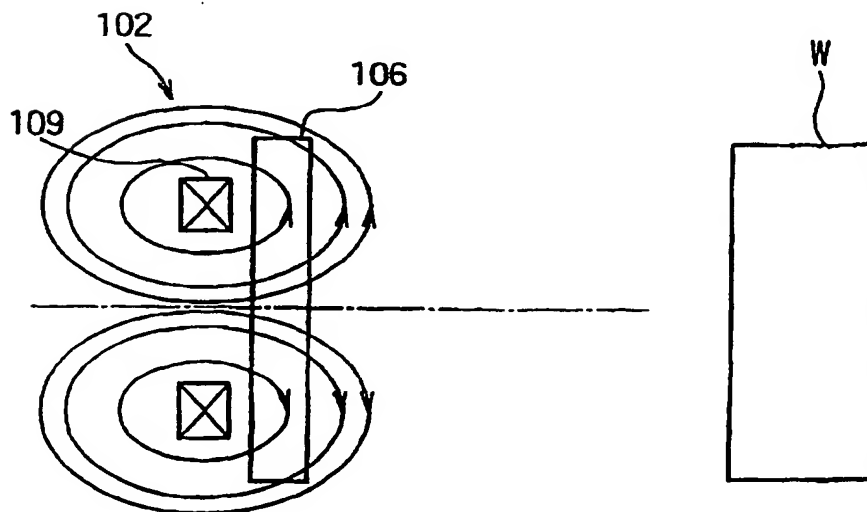
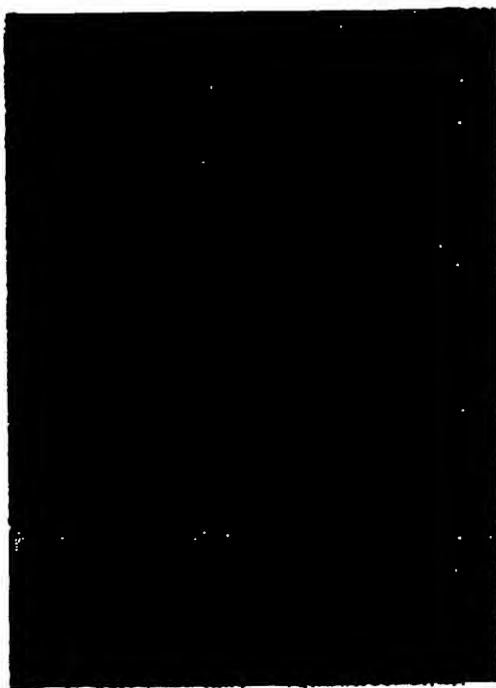


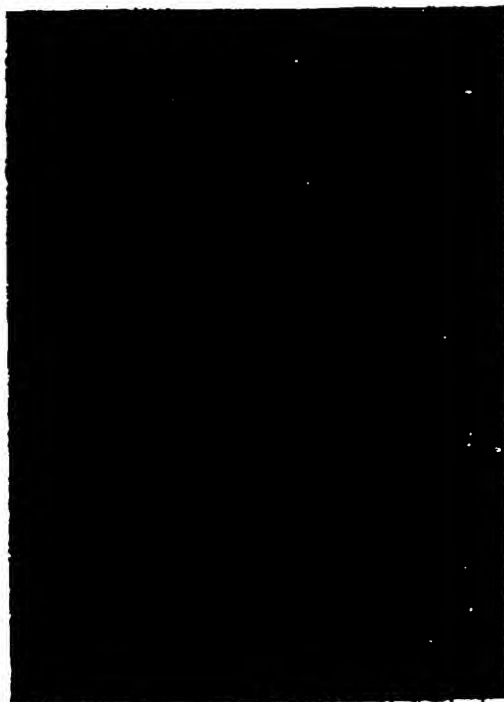
FIG. 5

$R_a = 0,08 \mu m$



(1) FILM, DER DURCH VERDAMPFEN DER QUELLE
DER VORLIEGENDEN ERFINDUNG GEBILDET WURDE

$R_a = 0,16 \mu m$



(2) FILM, DER DURCH VERDAMPFEN EINER QUELLE
VOM HERKOMMLICHEN TYP GEBILDET WURDE

FIG. 6

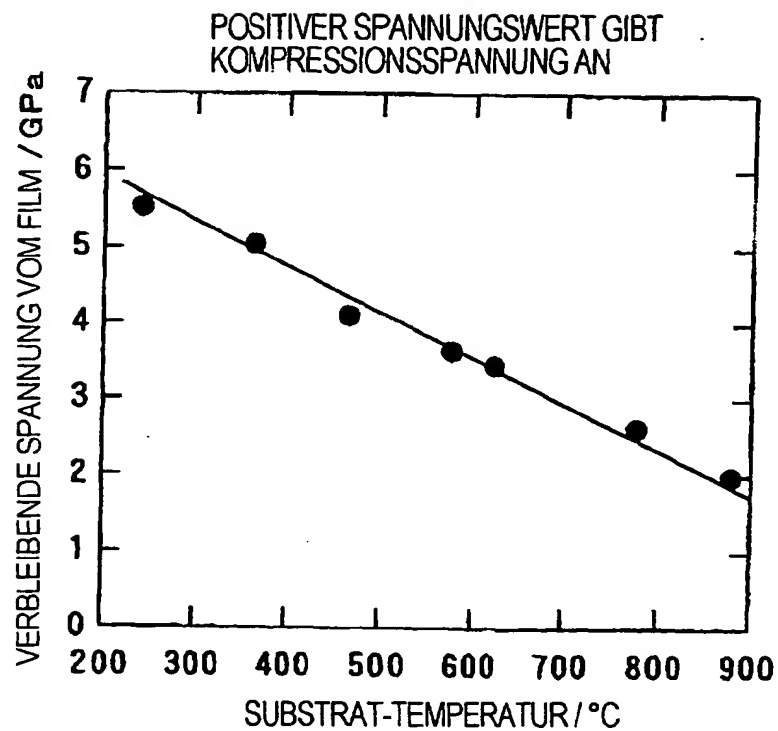


FIG. 7

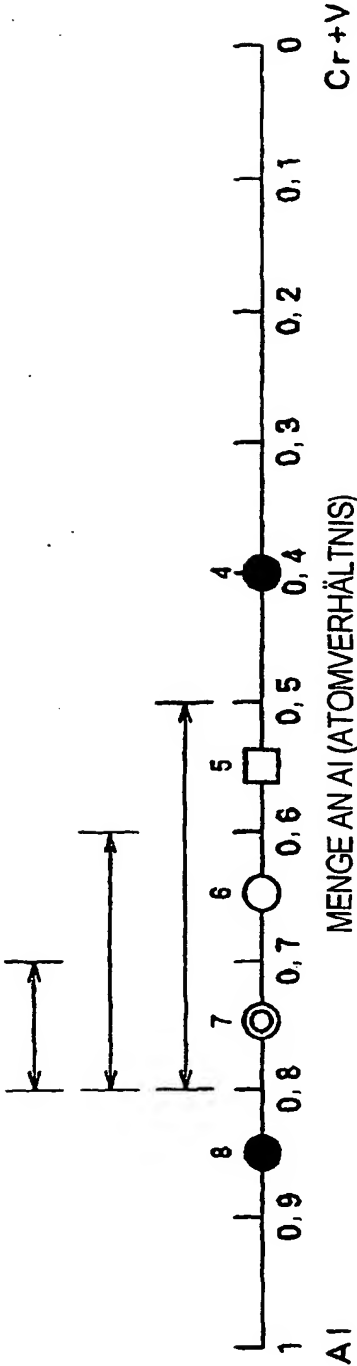


FIG. 8

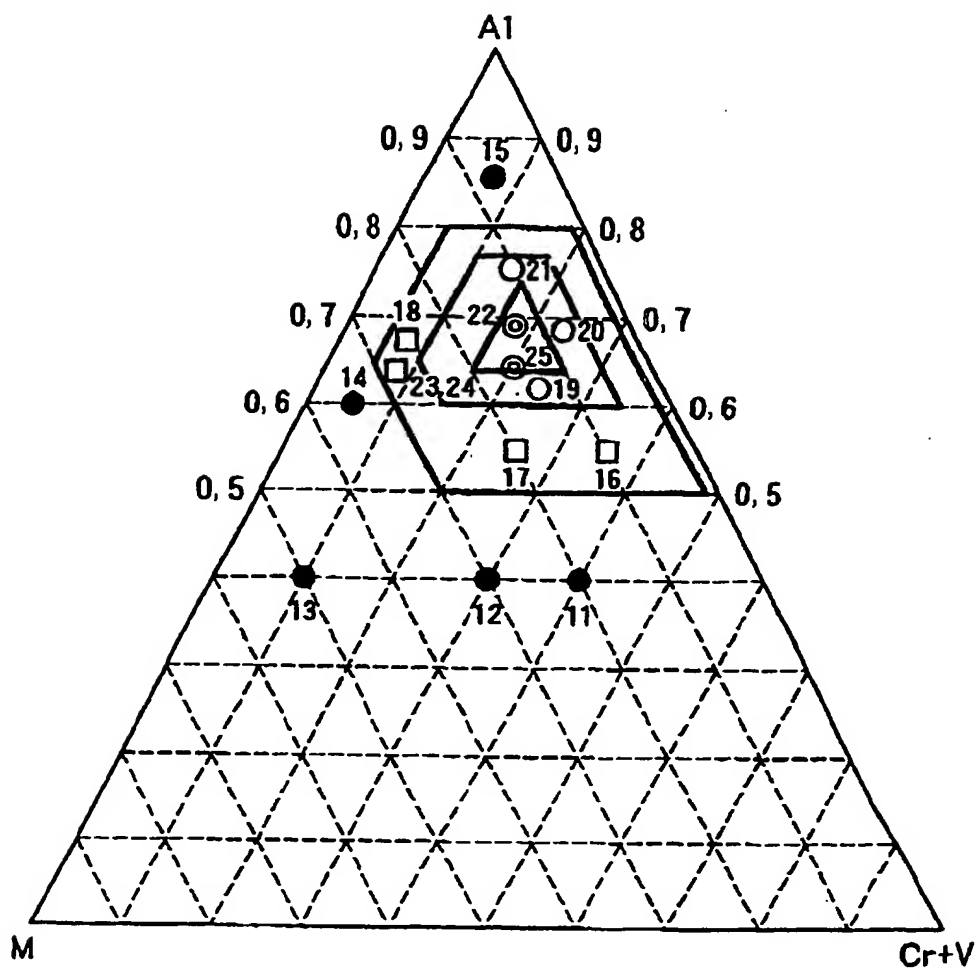


FIG. 9

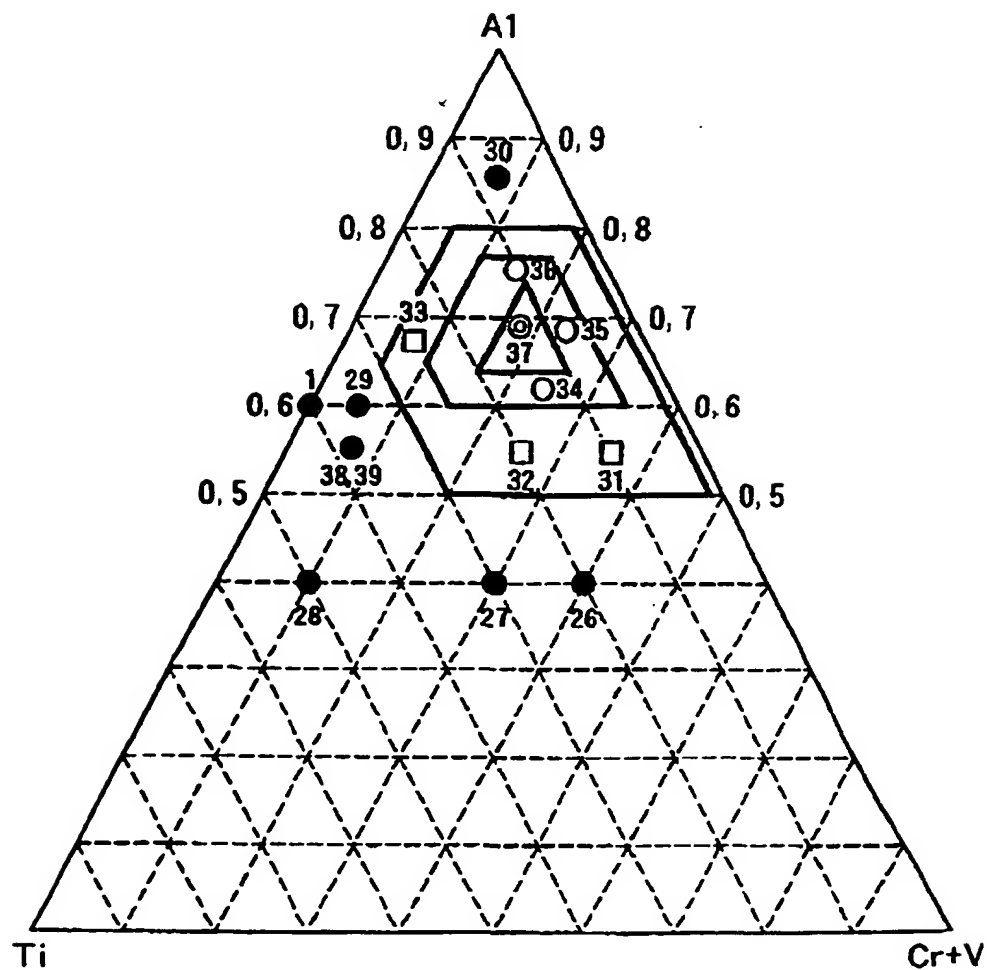
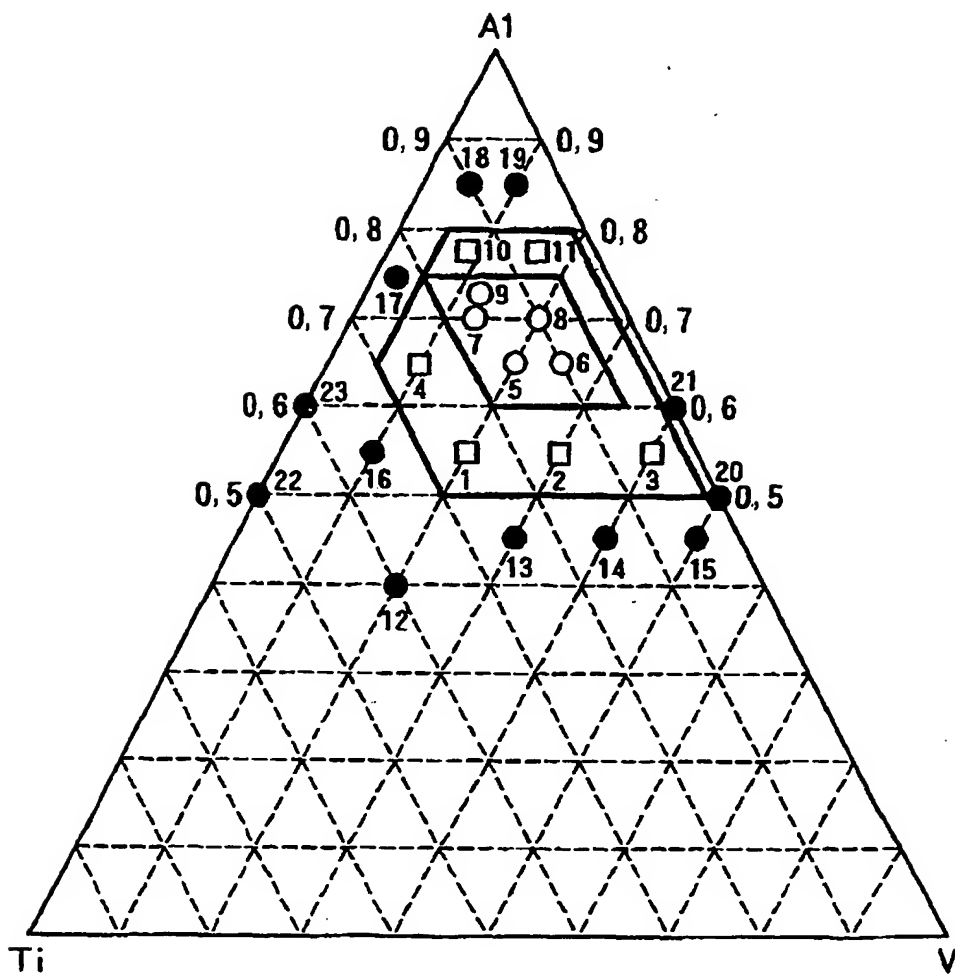


FIG. 10



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.